



**VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ**

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

**FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ**

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

**ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ**

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**VLIV LEGUR NA PROKALITELNOST CEMENTAČNÍCH  
OCELÍ**

THE INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON THE HARDENABILITY OF CARBURIZING STEELS

**BAKALÁŘSKÁ PRÁCE**

BACHELOR'S THESIS

**AUTOR PRÁCE**

AUTHOR

**Miroslav Komoráš**

**VEDOUCÍ PRÁCE**

SUPERVISOR

**doc. Ing. Vít Jan, Ph.D.**

**BRNO 2017**



## Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství  
Student: **Miroslav Komoráš**  
Studijní program: Strojírenství  
Studijní obor: Základy strojního inženýrství  
Vedoucí práce: **doc. Ing. Vít Jan, Ph.D.**  
Akademický rok: 2016/17

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

### Vliv legur na prokalitelnost cementačních ocelí

#### Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Teoreticky pojednat vliv jednotlivých legur na prokalitelnost cementačních ocelí a provést analýzu zadaných cementovaných dílců.

#### Cíle bakalářské práce:

Provést literární rešerši vlivu jednotlivých legur na prokalitelnost cementačních ocelí. Na zadaných dílcích provést metalografickou analýzu provedené cementace a vyhodnocení mikrostruktury.

#### Seznam literatury:

Fremunt, P. a Podrábský, T. Konstrukční oceli. Brno: Cerm, 1996. 267 s.

Pluhař, J., Puškár, A., Koutský, J., Macek, K. a Beneš, V. Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu. Praha: SNTL, 1987. 298 s.

Šenberger, J. aj. Metalurgie oceli na odlitky. Brno: Vysoké učení technické v Brně - Nakladatelství VUTIUM, 2008. 310 s. ISBN 978-80-214-3632-9.

Ptáček, L. a kol. Nauka o materiálu II. 2. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2002. 384 s. ISBN 80-7204-248-3.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

---

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.  
děkan fakulty

## **ABSTRAKT**

Tato bakalářská práce se zabývá materiálovým rozbořem dráhy používané v radiálních pístových hydraulických motorech.

Cílem je pomocí mikrostruktury a měření tvrdosti zjistit, proč se některé části dráhy z materiálu 34Cr4 dokonale nezakalí. Teoretická část se zabývá vlivem legur na prokalitelnost cementovaných ocelí, typům tepelného zpracování a cementaci. Experimentální část pojednává o mikrostruktuře a naměřené tvrdosti daných vzorků.

### **Klíčová slova**

radiální pístový hydraulický motor, cementační oceli, vliv legur, tepelné zpracování, chemicko-tepelné zpracování, světelná mikroskopie, tvrdost

## **ABSTRACT**

This bachelor thesis is dealing with material analysis of cams used in radial hydraulic motors.

The goal of this bachelor thesis is to identify root causes for not proper quenching of some parts made of material 34Cr4 by using microstructure analysis and hardness measurement. Theoretical part of thesis looks into influence of alloying particles on quenchability of carburizing steels, methods of heat treatment and carburizing. Experimental part follows up microstructure analysis and case depth hardness of analysed samples.

### **Key words**

radial hydraulic motor, carburizing steels, influence of alloying elements, heat treatment, chemical-heat treatment, light microscopy, hardness

## **BIBLIOGRAFICKÁ CITACE**

KOMORÁŠ, M. *Vliv legur na prokalitelnost cementačních ocelí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 63 s. Vedoucí bakalářské práce doc. Ing. Vít Jan, Ph.D..

## PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Vliv legur na prokalitelnost cementačních ocelí** vypracoval samostatně pod vedením doc. Ing. Víta Jana, Ph.D. s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených a citovaných v seznamu použité literatury této práce.

V Brně dne 30. 5. 2017

.....

Miroslav Komoráš





## **PODĚKOVÁNÍ**

Tímto bych chtěl poděkovat vedoucímu mé bakalářské práce doc. Ing. Vítu Janovi, PhD. za vedení mé práce, konzultace a cenné rady. Také bych chtěl poděkovat za pomoc v metalografických laboratořích svým odborným pomocníkům. A na závěr bych chtěl poděkovat své rodině i přátelům, kteří mi byli po celou dobu studia oporou.



# OBSAH

1	ÚVOD .....	13
1.1	Dráha radiálního pístového hydraulického motoru .....	13
2	TEORETICKÁ ČÁST .....	15
2.1	Čisté železo .....	15
2.1.1	Slitiny železa .....	15
2.2	Cementační oceli .....	16
2.2.1	Nelegované oceli .....	16
2.2.2	Nízkolegované oceli .....	16
2.3	Vlivy jednotlivých legovacích prvků na vlastnosti ocelí .....	17
2.4	Tepelné zpracování ocelí .....	21
2.4.1	Žhánění .....	21
2.4.2	Kalení .....	22
2.4.3	Popouštění .....	25
2.5	Chemicko-tepelné zpracování .....	26
2.5.1	Cementování .....	26
2.5.2	Tepelné zpracování po nauhličení .....	28
3	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST .....	29
3.1	Experimentální techniky .....	29
3.1.1	Příprava vzorků v metalografické laboratoři .....	29
3.1.2	Světelná mikroskopie .....	31
3.1.3	Měření tvrdosti podle Vickerse .....	31
3.2	Experimentální materiál .....	34
3.2.1	Starý materiál 18NCD6 (16 418.4) .....	34
3.2.2	Nový materiál 34Cr4 (14 234.4) .....	34
3.3	Proces výroby cementované dráhy .....	37
4	VÝSLEDKY POZOROVÁNÍ A DISKUZE .....	39
4.1	Přehled jednotlivých vzorků experimentálních materiálů .....	39
4.1.1	Vzorek starého materiálu 18NCD6 .....	40
4.1.2	Vzorek nového materiálu 34Cr4 – špatné místo .....	45
4.1.3	Vzorek nového materiálu 34Cr4 – mezi .....	49
4.1.4	Vzorek nového materiálu 34Cr4 – dobré místo .....	53
5	ZÁVĚR .....	57
6	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ .....	59
7	SEZNAM OBRÁZKŮ .....	61
8	SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK .....	63



# 1 ÚVOD

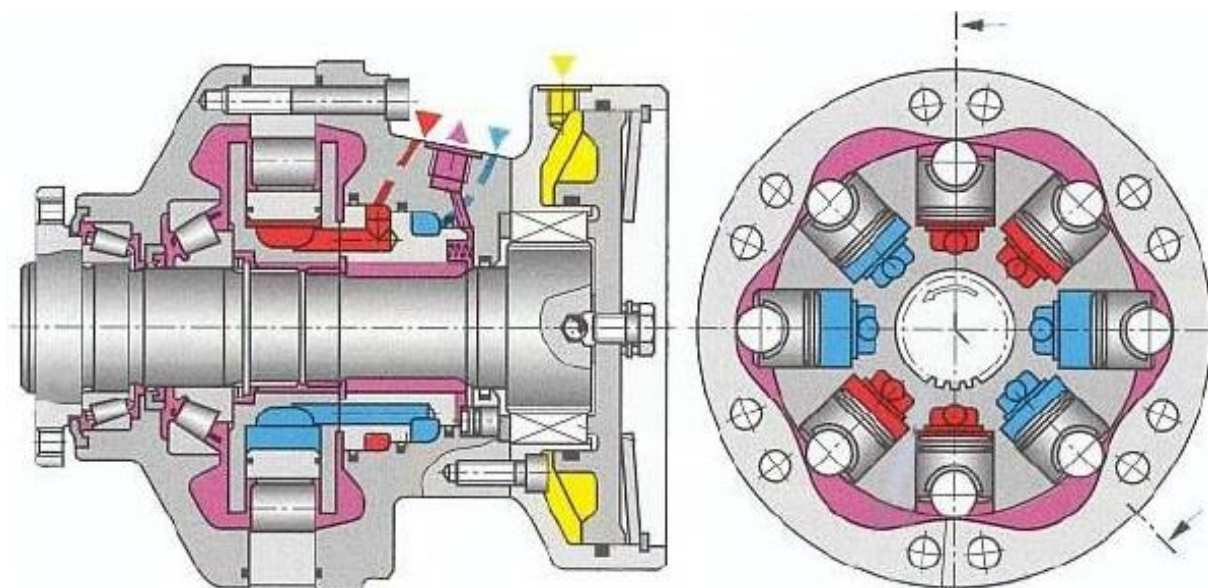
## 1.1 Dráha radiálního pístového hydraulického motoru

Dráha tvoří jednu z nejvíce namáhaných součástí hydraulického motoru. Splnění všech technických požadavků, které jsou na ni kladeny, zabezpečuje správný a bezporuchový chod motoru. Dodržení předepsané povrchové tvrdosti a hloubky cementace je důležité z hlediska životnosti dráhy, zejména z hlediska únavy materiálu.

Cílem teoretické části práce je zpracovat rešerši ohledně vlivu legujících prvků na zakalení dané cementované součásti - dráhy. V experimentální části práce je řešen problém výskytu nedostatečně zakalených míst na dráze pístového hydraulického motoru. Pro dráhu je použita ocel 34Cr4, kterou byl v minulosti nahrazen dlouhou dobu používaný cementační materiál 18NCD6.

Povrch správně nacementované a zakalené dráhy musí vykazovat tvrdost 61 – 65 HRC z důvodu namáhání a tření jednotlivých válečků, a to při zachování houževnatého jádra.

Během používání daného materiálu 34Cr4 se v praxi vyskytly případy, že při měření povrchové tvrdosti neodpovídaly naměřené hodnoty předpisu, ale pohybovaly se místně v rozmezí 40 – 50 HRC. V předložené práci jsou zpracovány metalografické analýzy obou materiálů, tzn. 34Cr4 a 18NCD6, a to jak z míst s vyhovující povrchovou tvrdostí, tak i z problematických míst. V závěru práce jsou navržena možná řešení jak zabezpečit předepsané hodnoty povrchové tvrdosti na celé součásti.



**Obr. 1:** Radiální pístový hydromotor – přívod oleje je červenou barvou a odvod modrou [1]



*Obr. 2: Dráha radiálního pístového hydraulického motoru*

## 2 TEORETICKÁ ČÁST

### 2.1 Čisté železo

Čisté železo patří mezi těžké neušlechtilé kovy o hustotě  $\rho = 7874 \text{ kg/m}^3$ . Má dvě krystalografické modifikace, BCC (body centred cubic) a FCC (face centred cubic).

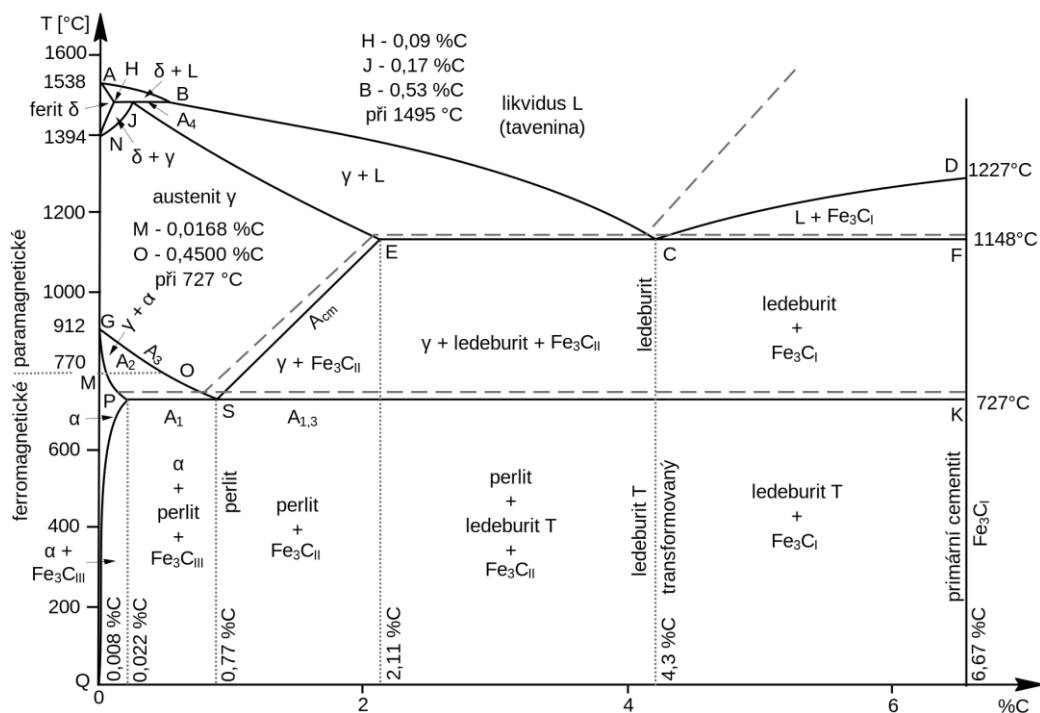
Modifikace  $\alpha$  je feromagnetická do teploty  $768^\circ\text{C}$  a má krystalovou mřížku prostorově středěnou BCC. Od této teploty železo ztrácí magnetické vlastnosti a označuje se jako paramagnetické. BCC mřížka ale zůstává až do teploty  $912^\circ\text{C}$  a tato oblast se nazývá modifikací  $\beta$ . V intervalu teplot  $912$  až  $1394^\circ\text{C}$  se jedná o modifikaci  $\gamma$  s plošně středěnou FCC mřížkou. Poté až do teploty tavení  $t_f = 1538^\circ\text{C}$  má železo opět BCC mřížku a označuje se jako modifikace  $\delta$ . Vše je pěkně vidět v binárním metastabilním diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C obsahující cementit, popř. stabilním Fe-C diagramu obsahující grafit (Obr. 3). [2, 3, 4]

#### 2.1.1 Slitiny železa

K základním kovům jako je čisté železo se přidávají legující (přídavné) prvky. Některé legury se ve slitinách nacházejí, protože nebyly odstraněny při výrobě, tyto prvky jsou pak označeny jako nečistoty neboli doprovodné prvky. Některé z těchto nečistot vlastnosti kovů zhoršují a jiné mohou být prospěšné.

Hlavním legujícím prvkem železa je uhlík C. Slitiny železa a uhlíku do koncentrace 2,14 hm% jsou označeny jako oceli, nad touto hranicí jim říkáme litiny. Uhlík s železem tvoří intersticiální tuhý roztok s omezenou rozpustností uhlíku v železe, to znamená, že uhlík se v železe vyskytuje v intersticiálních pozicích kovové mřížky. Litiny obsahují až 6,67 hm% C, tato koncentrace meziproductu železa a uhlíku se nazývá cementit Fe<sub>3</sub>C. [2, 3]

Dalšími prospěšnými legujícími prvky jsou nejčastěji Mn, Si, Cr, Ni, Mo, V, Ti atd. a škodlivými nečistotami zejména O, S, P, H. [2, 3, 5]



Obr. 3: Rovnovážný diagram soustavy železo-uhlík (plně Fe-Fe<sub>3</sub>C, čárkovaně Fe-C) [6]

## 2.2 Cementační oceli

Cementační oceli jsou důležitým materiálem ve strojírenství a díky vhodnému tepelnému zpracování a volbě legovacích prvků lze získat oceli s vysokou pevností. Patří tedy do ocelí na chemicko-tepelné zpracování.

K cementování se používají především oceli s obsahem uhlíku 0,10 až 0,25 hm%. Dále při volbě oceli k cementování je nutné vzít zřetel na prokalitelnost, tedy na průměr dané součástky, její chemické složení a ochlazovací prostředí. [2, 7]

Dle chemického složení lze pak cementační oceli dělit do dvou skupin.

### 2.2.1 Nelegované oceli

Nelegované, neboli uhlíkové oceli musí mít nízký obsah uhlíku, maximálně 0,25 hm%. Pro cementační oceli je z nelegovaných ocelí vhodná třída 12. Jsou určeny pro málo namáhané součástky s tenkými stěnami, protože jejich prokalitelnost je malá (špatná), tudíž po zakalení je pevnost jádra nízká. Pouze při velmi malé tloušťce stěny se kalí do oleje, jinak do vody. Při kalení do vody ale vznikají větší deformace. Tyto nelegované oceli pro cementování mají obvykle nižší obsah křemíku, který snižuje rozpustnost uhlíku v austenitu (v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C posouvá bod E doprava). Nelegované oceli nemohou tedy splnit všechny požadavky, a proto je třeba použít oceli legované, které jsou ale dražší. [2, 7]

### 2.2.2 Nízkolegované oceli

Mezi nízkolegované oceli patří oceli třídy 13 až 16. Obsah uhlíku těchto ocelí je opět max. 0,25 hm%. Používají se na velmi namáhané součástky s větší tloušťkou stěny. Zvyšováním aktivity uhlíku se jeho rozpustnost v povrchové vrstvě snižuje. Legovací prvky ovlivňují obsah uhlíku rozpuštěného při cementování v povrchové vrstvě, tloušťku a tvrdost cementační vrstvy, pevnost jádra, mez únavy, mez tečení, odolnost proti korozi, prokalitelnost a deformace vznikající při kalení. Prvky zvyšující aktivitu uhlíku v austenitu, snižují jeho rozpustnost. [2, 7]

K legování se používají převážně chrom, mangan, nikl, molybden, křemík, vanad a titan. Všechny prvky kromě titanu zvyšují prokalitelnost, takže je možné kalit do oleje i součástky s větší tloušťkou stěny. Oceli legované niklem mají největší pevnost jádra. [2, 7]

U všech cementačních ocelí je omezený obsah Si do 0,40 hm%, obsah P do 0,034 hm%, obsah S buď do 0,035 hm%, nebo do 0,040 hm%. [2]



## 2.3 Vlivy jednotlivých legovacích prvků na vlastnosti ocelí

Dělení na škodlivé a prospěšné legující prvky není příliš přesné, lepší je uvádět vliv těchto prvků na jednotlivé vlastnosti ocelí a litin. U prvků považovaných za škodlivé totiž může být někdy požadovaná jejich určitá optimální koncentrace a naopak u prvků označovaných jako prospěšné může být požadována koncentrace co nejnižší. [2]

Legury lze ale dělit na feritotvorné a austenitotvorné. Feritotvorné prvky rozšiřují oblast feritu a zužují, nebo úplně uzavírají oblast austenitu. Teplotu eutektoidní přeměny  $A_1$  zvyšují a snižují rozpustnost uhlíku v austenitu. Austenitotvorné prvky naopak rozšiřují oblast austenitu (křivka  $A_4$  jde nahoru a křivky  $A_{cm}$ ,  $A_3$  a  $A_1$  dolů), zvyšují rozpustnost uhlíku v austenitu, a také zvyšují obsah zbytkového austenitu ( $A_{zb}$ ) po zakalení, což snižuje tvrdost povrchové vrstvy. [2, 7]

### Chrom

Neželezný kov s vysokou teplotou tání  $t_t = 1875^\circ\text{C}$  a hustotou  $\rho = 7190 \text{ kg/m}^3$ . [2, 3]

Obsah chromu v cementačních ocelích bývá 0,7 až 1,3 hm%. Spadá mezi feritotvorné prvky, úplně uzavírající oblast austenitu. Eutektoidní bod se tedy posouvá doleva. Chrom způsobuje malé zvýšení pevnosti oceli, urychluje reakce probíhající na povrchu. Plastické vlastnosti pomalu klesají až do 2 hm% Cr. Podle obsahu uhlíku a chromu v chromových ocelích závisí typ tvořících se karbidů. Při nízkém obsahu Cr se vytváří podvojný karbid  $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ , označovaný jako  $K_C$ , popř.  $M_3C$ . S rostoucím obsahem chromu se nejprve objevuje  $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$  (karbid  $K_2$ ), poté  $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$  (karbid  $K_1$ ). Avšak nejvyšší tvrdost má  $K_2$ . Díky chromu se snadno tvoří nadeutektoidní vrstva, protože zpomaluje difúzi uhlíku od povrchu do středu součásti. Chrom značně zvyšuje prokalitelnost, ale pouze pokud se rozpouští v austenitu, tj. při austenitizaci. Protože nerozpuštěné karbidy působí jako krystalizační zárodky snižující prokalitelnost, musí se kalit za vyšších teplot. Po zakalení zůstávají ve vrstvě karbidy, které zvyšují odolnost proti opotřebení. Při pomalém ochlazování z vyšších popouštěcích teplot se objevuje vysokoteplotní popouštěcí křehkost. Jestliže popouštíme nad pásmem popouštěcích teplot je nutno chladit ve vodě. Chrom se nejčastěji používá u konstrukčních nízkolegovaných ocelí na zušlechťování. Chrom také při vyšším obsahu zvětšuje korozivzdornost, žárupevnost a žáruvzdornost. [2, 7]

### Mangan

Další neželezný kov o střední teplotě tání  $t_t = 1244^\circ\text{C}$  a hustotě  $\rho = 7470 \text{ kg/m}^3$ . [2, 3]

Je to austenitotvorný prvek. Obsah manganu v cementačních ocelích bývá 0,8 až 1,4 hm%. V koncentraci 0,3 až 1 hm% příznivě ovlivňuje vyloučení sulfidů a tím snižuje jejich nepříznivé působení na houževnatost oceli a její tranzitní teplotu. Jeho difúzní rychlost je malá. Pokud je manganu v oceli příliš, začnou se snižovat transformační teploty, tudíž se cementační doby prodlužují. Je-li manganu ve slitinách více, tak difuze je při vyšších rychlostech ochlazování potlačena a transformace probíhá kluzovým mechanismem. [2, 7]

Mangan ovlivňuje teplotní roztažnost. Mangan se rozpouští ve feritu a zvyšuje pevnostní charakteristiky oceli (pevnost, tvrdost a houževnatost) při zachování plastických vlastností. Největší zvýšení pevnosti u ocelí s obsahem Mn je do 0,15 hm% C. Tohle se tedy nejvíce projevuje u ocelí s nízkým obsahem uhlíku, u kterých je největší obsah feritu. Eutektoidní bod v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C (bod S) posouvá mangan doleva, tudíž při nižším obsahu uhlíku mají nízkolegované manganové oceli oproti nelegovaným čistě perlitickou strukturu.

Snížením teploty  $A_3$  se navíc zjemňují lamely cementitu v perlitu, čímž se zvyšuje pevnost oceli. Kvůli tomuto se ale při žíhání naměkko musí snížit žíhací teplota. Dále se se stoupajícím obsahem manganu transformace austenitu v perlitické a bainitické oblasti zpomaluje. Prokalitelnost a doba stability austenitu se zvyšuje. Po kalení u ocelí s vyšším obsahem uhlíku zvětšuje obsah zbytkového austenitu v matici, protože snižuje teplotu  $M_s$  stejně jako uhlík. Při tepelném zpracování je nutné dodržovat austenitizační teplotu, protože manganové oceli jsou citlivé na hrubnutí zrna. U nízkolegovaných manganových ocelí dochází k popouštěcí křehkosti snižující vrubovou houževnatost. Popouštěcí křehkost se může snižovat přísadou 0,2 až 0,3 hm% Mo. Vysokolegované manganové oceli mají strukturu austenitickou. [2, 3, 7]

Často se používá ve spojení s jinými prvky, např. s chromem vznikají chrommanganové oceli, které mají dobré mechanické vlastnosti a kvůli ceně nahrazují oceli chromniklové. Chromniklové a chromniklmolybdenové se ale volí pro nejvíce namáhané součástky. Se sírou a kyslíkem tvoří sloučeniny s vyšší teplotou tavení. [2, 7]

## Nikl

Neželezný kov se střední teplotou tání  $t_f = 1453^\circ\text{C}$  a hustotou  $\rho = 8900 \text{ kg/m}^3$ . [2, 3]

Nikl je další austenitotvorný prvek, úplně otevírající oblast gama. Se zvyšujícím se obsahem niklu narůstá pevnost a lamely perlitu jsou kvůli poklesu eutektoidní teploty jemnější. Eutektoidní bod posouvá doleva a k nižším teplotám. Zvyšuje aktivitu uhlíku v oceli, tím snižuje jeho obsah v povrchové vrstvě, ale zvyšuje rychlost difúze. Při tepelném zpracování zvyšuje prokalitelnost. Kalicí teploty nikl snižuje. Vysoce zvyšuje plastické vlastnosti a také pevnost, ale méně než mangan. Používá se hlavně pro oceli, kde je vyžadována vysoká houževnatost, především při záporných teplotách. [2, 7]

Vhodnou kombinací s chromem je možné dosáhnout vysoké pevnosti a dobré houževnatosti. Dále mají chromniklové oceli při vhodné kombinaci s uhlíkem vysokou prokalitelnost, jsou tedy méně závislé na tloušťce stěny. U nás se vyskytují dvě skupiny chromniklových ocelí. Jedna s obsahem cca 1,5 hm% Ni a 1 hm% Cr a druhá se zvýšeným obsahem niklu na 3 až 5 hm%. Do první skupiny patří např. ocel 16 418, které se budou věnovat později v experimentální části. Oceli druhé skupiny mají vysokou pevnost v jádře, ale menší tvrdost na povrchu, protože v matici zůstává vyšší obsah  $A_{zb}$ . Tomu se zabraňuje tím, že se kalí po cementování z teploty  $800^\circ\text{C}$ , kdy je ještě relativně malá rozpustnost uhlíku v austenitu. [7]

Na součástky s větší tloušťkou stěny se používají chrom-nikl-molybdenové oceli mající vysokou prokalitelnost. [7]

## Křemík

Polokov o hustotě  $\rho = 2330 \text{ kg/m}^3$  a teplotě tání  $t_f = 1414^\circ\text{C}$ . [2, 3]

Je to silně feritotvorný prvek. Úplně se rozpouští ve feritu a tím zvyšuje jeho pevnost a mez kluzu. Nad 1 hm% Si snižuje plastické vlastnosti feritu. Se stoupajícím obsahem křemíku se eutektoidní bod posouvá doleva a k vyšším teplotám. Teploty přeměny  $A_1$  a  $A_3$  jdou tudíž nahoru a tím snižuje kritickou rychlost ochlazování. Transformační teploty při tepelném zpracování rostou. Křemík v ocelích netvoří karbidy. Prokalitelnost zvyšuje méně než chrom a mangan. Začátek rozpadu martenzitu při popouštění posouvá k vyšším teplotám. Rozpad  $A_{zb}$  též nastává za vyšších teplot. U křemíkových ocelí (oceli s vysokým obsahem Si)

se při popouštění vyvíjí vysokoteplotní popouštěcí křehkost. Křemík se do 0,5 hm% označuje jako dezoxidační přísada, za legovací prvek se považuje právě až od tohoto obsahu. Jako přísada do ocelí na zušlechťování se často kombinuje s manganem a chromem. Křemík také zlepšuje magnetické a elektrické vlastnosti, korozivzdornost a žáruvzdornost. [2, 7]

### Molybden

Neželezný kov s vysokou teplotou tání  $t_f = 2610^\circ\text{C}$  a hustotou  $\rho = 10\,218\text{ kg/m}^3$ . [2, 3]

Feritotvorný prvek, který úplně uzavírá oblast gama. Body S a E posouvá v ternární soustavě Fe-C-Mo doleva a k vyšším teplotám. Zvyšuje tvrdost feritu tím, že se v něm část molybdenu rozpouští podobně jako u chromu. Druhá část tvoří karbidy, neboť molybden spadá mezi karbidotvorné prvky. Při nízkém obsahu molybdenu se tvoří podvojný cementit  $(\text{Fe}, \text{Mo})_3\text{C}$ , ve kterém mohou být rozpuštěny až 4 hm% Mo. V ARA a IRA diagramech posouvá křivky  $F_s$  a  $P_s$  doprava. Tím, že se perlitická oblast posouvá k vyšším teplotám a bainitická oblast k nižším, vzniká mezi perlitem a bainitem pásma, kde je austenit po dlouhou dobu stabilní. Rovněž snižuje začátek a konec martenzitické přeměny ( $M_s$  a  $M_f$ ). Po zakalení zvyšuje stabilitu martenzitu, tzn., že posouvá jeho rozpad k vyšším popouštěcím teplotám. Tohoto se využívá u zakalených ocelí při žíhání ke snížení vnitřních pnutí při vyšších teplotách. Popouštěcí křehkost u zušlechťovaných ocelí snižuje 0,2 až 0,3 hm% Mo. Protože je molybden drahý, používá se jen v případech, kdy ho nelze nahradit lacinějšími legurami. [7]

### Titan

Patří mezi neželezné lehké kovy ( $\rho = 4510\text{ kg/m}^3$ ) s teplotou tání  $t_f = 1660^\circ\text{C}$ . [2, 3]

Díky ocelím s přísadou titanu lze cementovat za vyšších teplot a po cementaci kalit z cementačních teplot. Společně s uhlíkem tvoří stabilní karbid, který se v austenitu rozpouští až při vysokých teplotách ( $850$  až  $900^\circ\text{C}$ ). Zrno ale roste až při teplotách  $1050$  až  $1100^\circ\text{C}$ , takže stabilní karbid brání růstu zrna. Oceli s titanem mají tedy vyšší obsah uhlíku. Po zakalení těchto ocelí tvoří matici jemný martenzit s mírně zvýšeným obsahem  $A_{zb}$ . Tvrdost povrchové vrstvy je hodně vysoká (minimálně  $700\text{ HV}$ ). [7]

### Hliník

Též patří mezi neželezné lehké kovy ( $\rho = 2669\text{ kg/m}^3$ ) s teplotou tání  $t_f = 660^\circ\text{C}$ . [2, 3]

V ocelích zvyšuje korozivzdornost, žáruvzdornost a tepelnou a elektrickou vodivost. Legury hliníku snižují pevnost a tvrdost materiálu a také jeho obrobitelnost. Při zahřátí se stává hliník silně reaktivní a to zejména s kyslíkem. [2, 3]

### Měď

Neželezný kov se střední teplotou tání  $t_f = 1083^\circ\text{C}$  a hustotou  $\rho = 8940\text{ kg/m}^3$ . [2, 3]

Zvyšuje odolnost proti atmosférické korozi a tepelnou a především elektrickou vodivost. Zlepšuje obrobitelnost a svařitelnost. [2, 3]

## Fosfor

Nekovový prvek s hustotou  $\rho = 1823 \text{ kg/m}^3$  a teplotou tání  $t_f = 44^\circ\text{C}$ . [2, 3]

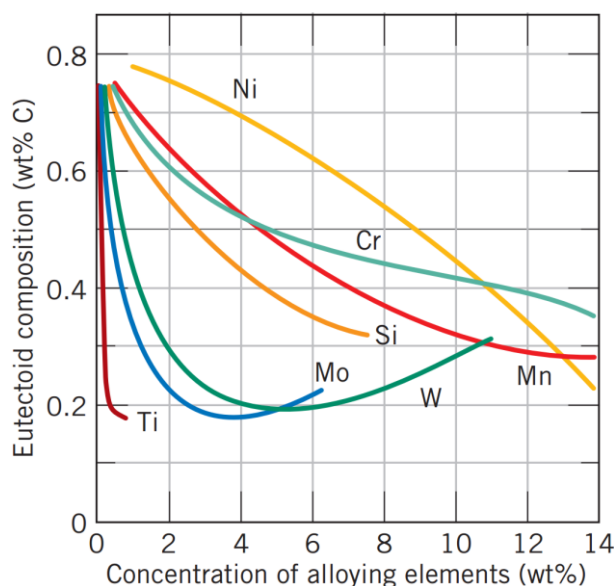
U ocelí je fosfor rozpuštěn ve feritu. Zvyšuje pevnost a tvrdost. Do 0,01 hm% lehce zvětšuje tažnost, nad 0,05 hm% roste křehkost feritu a současně i přechodová teplota. Oceli, které jsou odolné vůči popouštění křehkosti, obsahují méně než 0,01 hm% P. U vysoce pevných ocelí snižuje mez únavy a zvyšuje sklon ke vzniku trhlin a křehkých lomů. Většinou obsah fosforu bývá menší než 0,03 hm%. [2]

## Síra

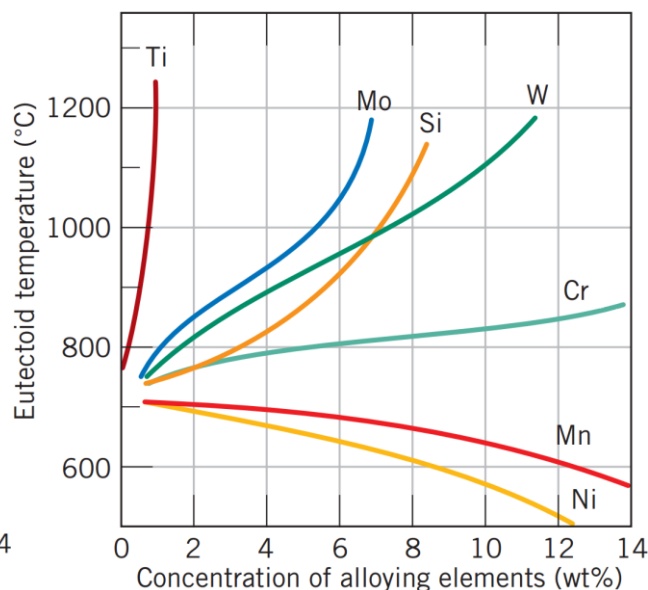
Nekovový prvek o hustotě  $\rho = 2070 \text{ kg/m}^3$  a teplotě tání  $t_f = 115^\circ\text{C}$ . [2, 3]

Síra stabilizuje perlitickou strukturu. Má špatný vliv na svařitelnost, korozivzdornost a cementaci. Příznivá je však na obrobiteľnost a třecí vlastnosti oceli. Obsah síry u většiny ocelí je nižší než 0,02 hm%. [2]

Po překročení rozpustnosti síry v mezidendritické tavenině se začne síra vylučovat jako sulfidický vměstek. Vměstků je několik typů, záležících na dezoxidovadle a obsahu uhlíku. Prvky s nejvyšší afinitou k síře (např. Ca) tvoří sulfidy při teplotách nad teplotou likvidu, jsou rovnoměrně rozmístěny v matici a mají kulovitý tvar. Po dezoxidaci slabými dezoxidovadly (Mn, Si) se při tuhnutí vylučují oxisulfidy mající také kulovitý tvar. Tyto vměstky jsou příznivé z hlediska houževnatosti a při tváření se protahují do řádků. U ocelí dezoxidovaných hliníkem s obsahem C do 0,3 hm% vznikají nepříznivé sulfidy (vměstky), které houževnatost snižují. Na metalografickém výbrusu pak vypadají jako řetízky. [2]



Obr. 4: Vliv legovacích prvků na obsah uhlíku v eutektoidu [3]



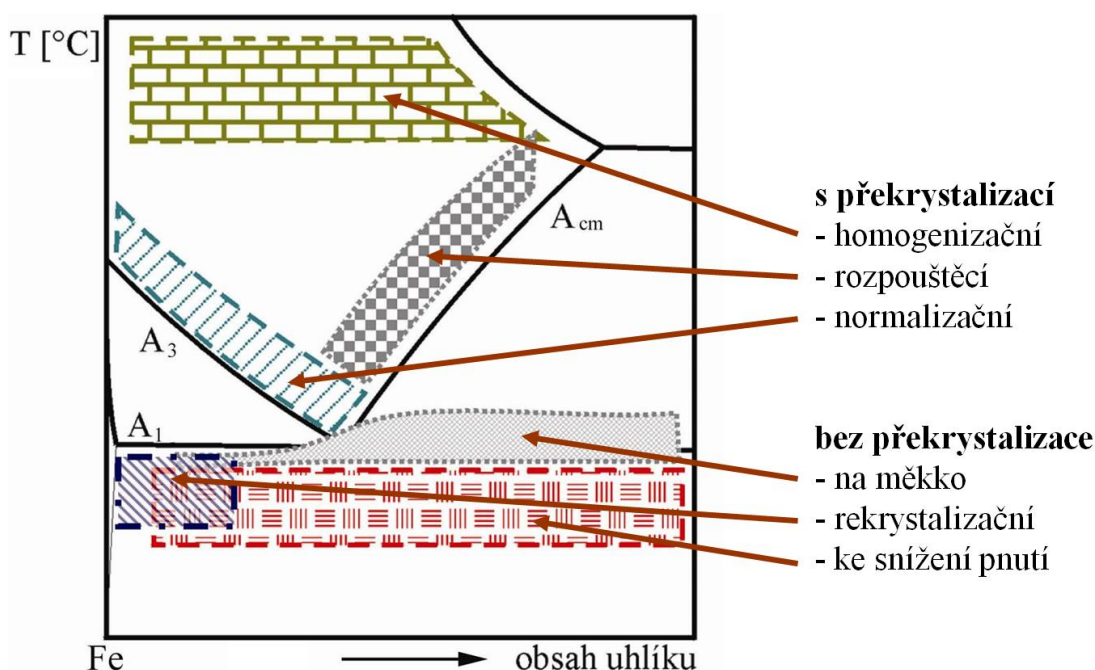
Obr. 5: Vliv legovacích prvků na eutektoidní teplotu A1 [3]

## 2.4 Tepelné zpracování ocelí

Tepelné zpracování (TZ) ocelí je řízené využívání fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu ke změně struktury a získání požadovaných vlastností. Vždy se skládá z následujících operací: ohřev na požadovanou teplotu, výdrž na teplotě k prohřátí celého průřezu a ochlazování určitou rychlostí. TZ pak můžeme dělit do dvou základních skupin, žíhání a kalení. Ohřev probíhá většinou v pecích, nebo lázních se vzdušnou nebo ochrannou (inertní plyny, vakuum) atmosférou. [2, 9]

### 2.4.1 Žíhání

Cílem žíhání je dosažení rovnovážného strukturního stavu. Tenhle stav způsobují malé ochlazovací rychlosti, zpravidla se totiž ochlazuje na vzduchu. Žíháním dosahujeme homogenní a jemnozrnné struktury o dobré tvárnosti, houževnatosti a obrobiteľnosti. Žíhání se dále dělí na žíhání bez překrystalizace a s překrystalizací, při které dochází k úplné nebo téměř úplné přeměně feriticko-cementitické struktury v austenit. [2, 9]



Obr. 6: Základní typy žíhání u ocelí [9]

#### Žíhání na měkko

Účelem je snížit tvrdost a zlepšit obrobiteľnost dané oceli. U podeutektoidních ocelí je žíhací teplota v rozmezí 600 až 720°C po dobu 4 h, u nadeutektoidních ocelí probíhá ohřev nad teplotu  $A_1$ . [2, 9]

#### Rekrystalizační žíhání

Tvářením za studena se deformují zrna kovu a nastává tak deformační zpevňování. Toto deformační zpevňování se může odstraňovat právě rekrystalizačním žíháním, kdy se zdeformovaným zrnům vrací zpátky jejich původní tvar. Zde se žíhací teploty volí z intervalu 550 až 700°C. [2, 9]

### **Žihání ke snížení pnutí**

Zde je cílem snížit, popř. odstranit vnitřní pnutí způsobená předchozím tvářením za studena, nebo nerovnoměrným ochlazováním u svařování, odlévání či rozsáhlém obrábění. Vše probíhá rovnoměrným ohřevem na teplotu 500 až 650°C, následuje výdrž na teplotě po dobu 1 až 2h a nakonec pomalé ochlazování. [2, 9]

### **Homogenizační žihání**

Dochází ke zmenšení chemické heterogenity vzniklé při tuhnutí odlitků následkem dendritické segregace. Teploty homogenizačního žihání bývají co nejvyšší (1100 až 1250°C), tedy vysoko nad  $A_1$  a  $A_{cm}$ . Výdrže na teplotě bývají dlouhé, obvykle 5 až 15 h. [2, 9]

### **Rozpouštěcí žihání**

Při takovémto žihání se rozpouští karbidické a nitridické fáze v tuhém roztoku. Provádí se nad teplotou  $A_{cm}$  až do teploty 1100°C. Výsledkem je homogenní struktura s velikou tvárností, houževnatostí a odolností proti korozi. [2, 9]

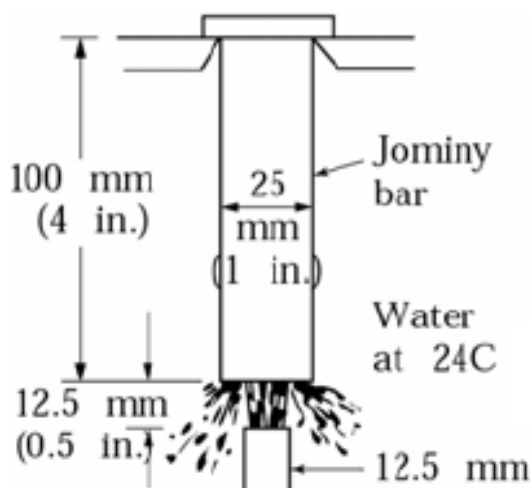
### **Normalizační žihání**

Realizuje se za účelem zjemnění austenitického zrna a ke zrovnoměrnění sekundární struktury. Slouží též k odstranění často se vyskytující Widmannstättenovy struktury. U padeutektoidních ocelí probíhá při teplotách 30 až 50°C nad  $A_3$ , ojediněle u nadeutektoidních mezi  $A_1$  a  $A_{cm}$ . Čím větší přechlazení volím, tím jemnější a tvrdší jsou zrna materiálu. [2, 9]

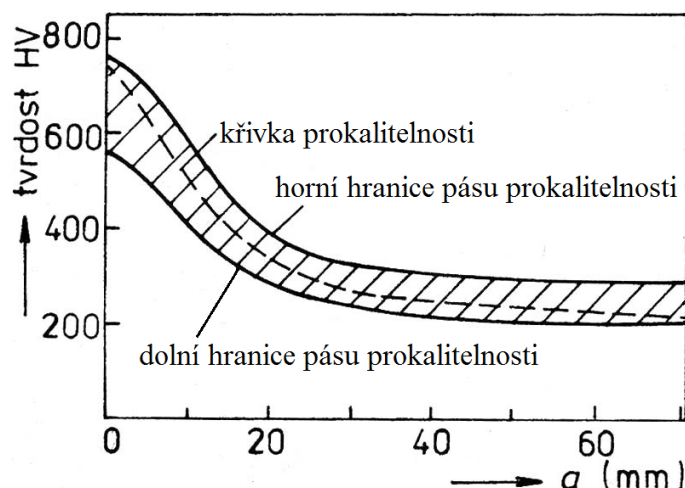
## **2.4.2 Kalení**

Kalením se naopak dosahuje silně nerovnovážného stavu, při ochlazování nadkritickou rychlostí. Podle převažující výsledné struktury se kalení rozděluje na martenzitické a bainitické. Cílem kalení většinou bývá právě vznik martenzitické struktury. [2, 9]

U kalení jsou důležité tyto tři pojmy: kalitelnost, zakalitelnost a prokalitelnost. Kalitelnost je schopnost oceli dosáhnout právě nerovnovážného stavu a odpovídající oceli se pak nazývají kalitelné. Zakalitelnost je nejvyšší dosažitelná tvrdost oceli, dána především tvrdostí martenzitu a se zvětšujícím se obsahem uhlíku roste. Prokalitelnost je schopnost oceli dosáhnout tvrdosti odpovídající její zakalitelnosti v dané hloubce pod povrchem kalného výrobku. K určení hodnoty prokalitelnosti se používá mnoho metod, nejčastější je však čelní zkouška prokalitelnosti, neboli Jominiho zkouška (Obr. 7). Ta probíhá tak, že čelo normalizovaného válcového vzorku, zahřátého na kalicí teplotu, se ochlazuje proudem vody, poté se na z boku na válcovém povrchu vybrousí dvě protilehlé plošky a na nich se po celé délce změří tvrdost HRC, popřípadě HV. Pro každou ocel potom existuje tzv. pás prokalitelnosti (Obr. 8), což je rozsah tvrdostí, které daný materiál může po zakalení dosáhnout, vymezený nejvyššími a nejnižšími hodnotami tvrdosti. [2, 3, 9]



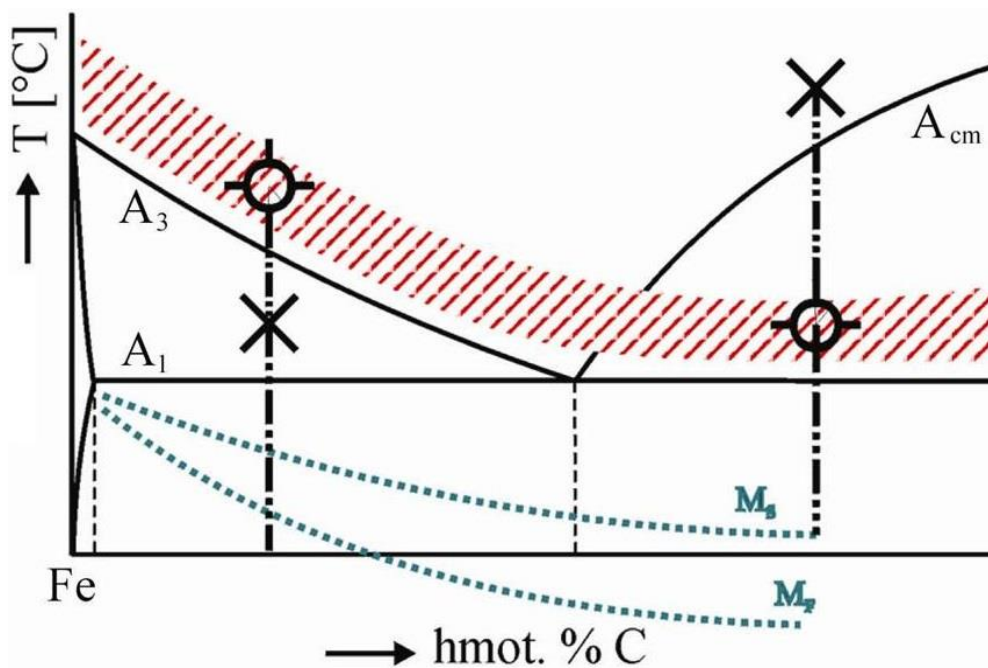
Obr. 7: Jominiho zkouška [9]



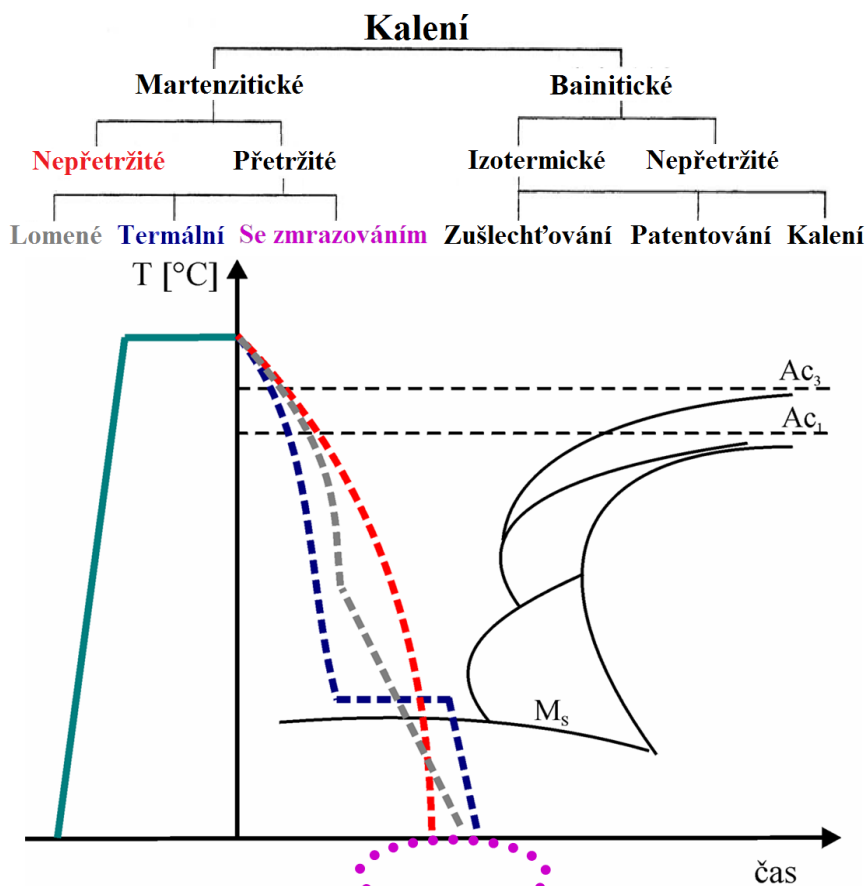
Obr. 8: Pás prokalitelnosti [9]

Kalící teploty leží obvykle 30 až 50°C nad křivkou  $A_3$  u podeutektoidních ocelí a nad teplotou  $A_1$  u nadeutektických ocelí (Obr. 9), musí být pod teplotou  $A_{cm}$ , aby se v austenitu nerozpouštěl sekundární cementit ( $Fe_3C^{II}$ ) a ve výsledné struktuře pak nebylo hodně  $A_{zb}$ . Ihned po překročení teploty  $A_1$  začnou vznikat a růst malá austenitická zrna. U jemnozrnných ocelí pak zrna austenitu rostou při zvyšování teploty pomalu a u hrubozrnných naopak rychle. Velikost zrna austenitu při ohřevu a výdrži na teplotě má velký vliv na velikost zrna výsledné struktury po ochlazení a tudíž i na vlastnosti oceli. Ochlazování většinou probíhá do vody, nebo pomalejším ochlazováním v oleji, méně pak vzduchem. [2, 3, 9]

Způsoby kalení se dělí na nepřetržité a přetržité (Obr. 10). Cílem přetržitého kalení je snížit úroveň vnitřních pnutí a tím omezit deformace kaleného předmětu. [2, 9]



Obr. 9: Pásmo kalících teplot [9]



Obr. 10: Způsoby kalení ocelí

### Nepřetržitě martenzitické kalení do studené lázně

Jedná se o nejpoužívanější způsob kalení. Tenhle způsob je technologicky a cenově nenáročný. Uhlíkové oceli se kalí nejčastěji do vody, nízko a středně legované oceli obvykle do oleje. Zejména po kalení do vody ale vznikají velká vnitřní pnutí, která mohou vést až k prasklinám. [2, 9]

### Přetržitě martenzitické lomené kalení do studené lázně

Intenzivní ochlazení až na teplotu těsně nad  $M_s$ , k potlačení perlitické přeměny, poté se předmět přenesení do mírnějšího ochlazovacího prostředí, kde proběhne martenzitická přeměna. Většinou lomené kalení probíhá v těchto kombinacích: voda-olej, voda-vzduch a olej-vzduch. Výsledkem jsou nižší vnitřní pnutí. Především se využívá u rozměrných a tvarově složitých výrobků. [2, 9]

### Termální martenzitické kalení (do teplé lázně)

Při termálním kalení se kalená součást ochlazuje v lázni o teplotě obvykle ležící těsně nad teplotou  $M_s$ . Po výdrži na této teplotě se vyrovnají teploty průřezu celé součásti, tím se potlačí teplotní pnutí. Prodleva by neměla být příliš dlouhá, aby nevznikl bainit. Ochlazení probíhá na vzduchu za vzniku martenzitické struktury. Vnitřní pnutí jsou značně nižší než při nepřetržitě kalení. Vhodné pro kalení uhlíkových a legovaných ocelí. [2, 9]



### Martenzitické kalení se zamrazováním

Postup, kdy martenziticky zakalený předmět je co nejrychleji přenesen do prostředí s teplotou pod bodem mrazu. Zamrazuje se až do teplot tekutého dusíku ( $-196^{\circ}\text{C}$ ). Cílem je redukovat množství  $A_{zb}$  ve struktuře. Používá se u výrobků z ocelí, které mají teplotu  $M_f$  pod bodem mrazu a je u nich důležitá rozměrová stabilita (měřidla a přesná valivá ložiska). [2, 9]

### 2.4.3 Popouštění

Popouštění snižuje stupeň nerovnovážnosti po zakalení, vnitřní pnutí a obsah  $A_{zb}$ . Používá se po všech způsobech kalení, kdy ve výsledné struktuře převládá martenzit. Skládá se opět z ohřevu, ale na teploty nižší než  $A_1$ , dále z výdrže na teplotě (obvykle 2h) a nakonec z ochlazení vhodnou rychlostí. Podle výšky popouštěcí teploty, mající vliv na výsledné vlastnosti, se popouštění rozlišuje na popouštění při nízkých a vysokých teplotách. [2, 9]

#### Popouštění při nízkých teplotách

Uskutečňuje se v rozmezí teplot 100 až  $300^{\circ}\text{C}$ . U nadeutektoidních ocelí se nízkoteplotní popouštění nazývá napouštění. Popouští se ve vroucí vodě, teplých olejových lázních, elektrických pecích s nucenou cirkulací atmosféry, atd. Používá se především u nástrojových ocelí, cementovaných a povrchově kalených součástí. [2, 9]

#### Popouštění při vysokých teplotách

Obvykle v rozmezí  $400$  až  $650^{\circ}\text{C}$ . Popouštěním martenzitu může vzniknout sorbitická struktura s výhodnou kombinací pevnosti a houževnatosti. Celému procesu, tedy pokud po martenzitickém kalení následuje vysokoteplotní popouštění, říkáme zušlechťování. Zvyšováním popouštěcí teploty klesá tvrdost, pevnost, mez kluzu a zvětšuje se houževnatost. V určitých oblastech popouštění ale nedochází k nárůstu houževnatosti a tento jev je označován jako popouštěcí křehkost. Ta může být buď nízkoteplotní ( $250$  až  $400^{\circ}\text{C}$ ) způsobená precipitací cementitu, nebo vysokoteplotní (v okolí  $550^{\circ}\text{C}$ ) způsobená difúzí nečistot. Vysokoteplotní popouštěcí křehkost nastává u legovaných ocelí zejména s přísadami Cr, Ni a Mn. Zušlechťování se provádí na silně namáhaných součástech z konstrukčních ocelí. [2, 9]

## 2.5 Chemicko-tepelné zpracování

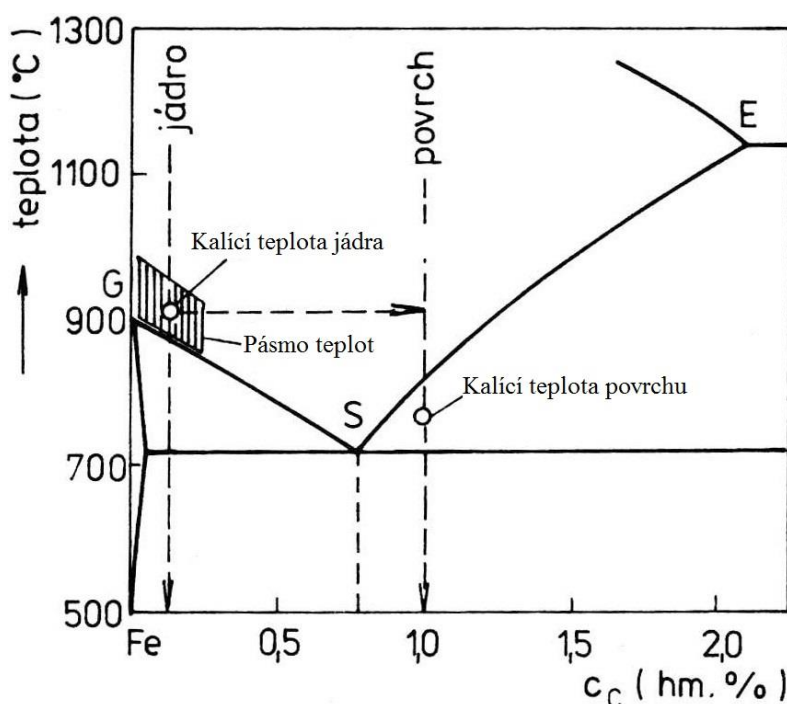
Stav povrchu významně ovlivňuje životnost výrobku. Ten totiž přichází do styku s okolním prostředím a s dalšími součástmi (vznik abraze, adheze atd.). Nejčastěji se povrchovými úpravami dosahují následující vlastnosti, vysoká tvrdost, korozivzdornost, žáruvzdornost, potřebná drsnost povrchu, odolnost proti zadírání aj. [2]

Chemicko-tepelné zpracování je difuzní sycení povrchu ocelí různými prvky. Sytí se uhlíkem (C), dusíkem (N), C+N, křemíkem, bórem aj. Cílem je dosáhnout rozdílných fyzikálně chemických popř. mechanických vlastností jádra a povrchu součásti. Nejčastěji se zvyšuje tvrdost a odolnost povrchu při zachování houževnatosti jádra. Po sycení může a nemusí následovat tepelné zpracování, nejčastěji kalení a nízkoteplotní popouštění. [2, 9]

Ve styku prostředí s povrchem oceli a za zvýšené teploty probíhá disociace (rozklad) molekul sloučenin a uvolňuje se požadovaný prvek v atomárním stavu, který adsorbuje povrchem a následně se pohybuje mřížkou difuzním mechanismem ve směru koncentračního spádu. Intenzita těchto pochodů závisí zejména na druhu oceli, chemickém složení prostředí a teplotě sycení. [2, 9]

### 2.5.1 Cementování

Cementování patří do oblasti chemicko-tepelného zpracování, při kterém je povrch oceli sycen uhlíkem nad teplotou  $A_3$ . Cementují se především nízkouhlíkové oceli. Vzniká vrstva s eutektoidním, popř. slabě nadeutektoidním obsahem uhlíku (zpravidla 0,8 až 1,0 hm% C), která po zakalení a nízkoteplotním popouštění získá velkou tvrdost (až 800 HV), tudíž součástky mají vysokou odolnost vůči opotřebení a vyšší mez únavy. Základní materiál (jádro) přitom zůstává relativně houževnatý. Cementováním také klesá vrubová houževnatost. Cementace probíhá podle norem nejčastěji při teplotách 850 – 980°C. Cementace se používá k cementování ozubených kol, hřídelí, čepů, atd. Povrchy ocelí se nauhličují v prostředí sypkém, plynném, nebo kapalném. [2, 7, 9]



Obr. 11: Schéma cementace [9]

### **Cementování v sypaném prostředí (v prášku)**

Nejstarší metoda, kdy předměty jsou zasypány práškovou směsí dřevěného uhlí a 7 až 20% aktivátoru (např.  $\text{BaCO}_3$ ). Při cementační teplotě začne vznikat CO, který se při styku s povrchem rozkládá na  $\text{CO}_2$  a C a nauhličuje se tak povrch součástí. Kontrola složení vrstvy je nesnadná a vzniká nerovnoměrně nauhličená vrstva. Tato cementace je velmi levná a dnes se už skoro vůbec nepoužívá. [2, 9]

### **Cementace v plynném prostředí**

Moderní metoda, která se provádí ve směsi plynů CO,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{CH}_4$ ,  $\text{H}_2$  a  $\text{H}_2\text{O}$ . K jejich výrobě se používají: methan, propan, butan, nebo kapalné látky jako petroleje. Zde je nauhličovací schopnost vyšší. Nauhličovací složky jsou  $\text{CO}_2$  a  $\text{CH}_4$ . Ve velkosériové výrobě vše probíhá v průběžných pecích (speciální pece spojeny s kalením a popouštěním) s cirkulací atmosféry. Atmosféra se vyrábí v endotermických generátorech a do cementačního prostoru se přivádí již upravená plynná směs. [2, 9]

### **Cementace v kapalném prostředí**

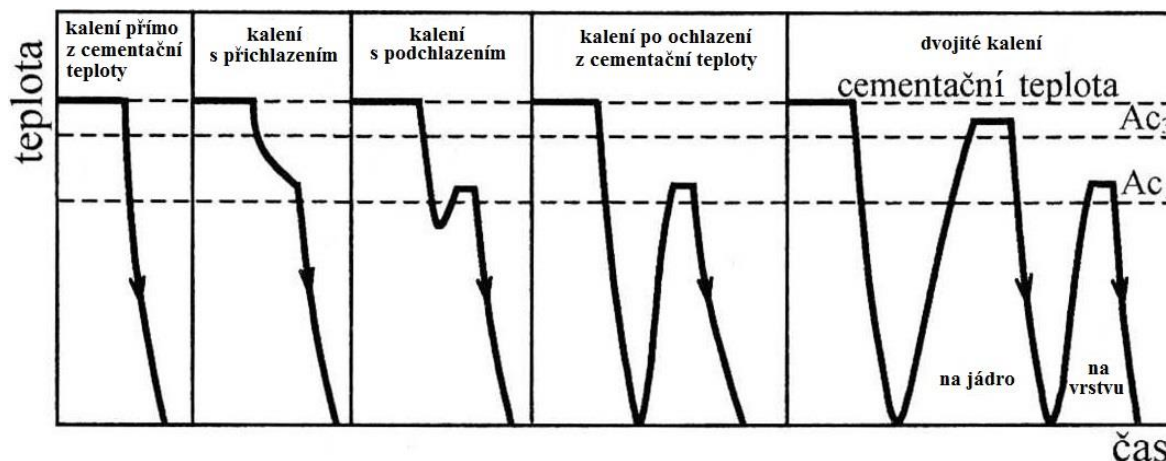
Zde se používají lázně roztavených chloridových solí s přísadou kyanidů (KCN a NaCN), které jsou aktivními složkami lázně. Protože kyanidy jsou silně jedovaté, byly vyvinuty cementační soli bez kyanidů, ve kterých jsou zdrojem uhlíku  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  a SiC. Rychlost nauhličování v lázních je vysoká a spolehlivá. Koncentrace uhlíku od povrchu do jádra má plynulé rozložení a struktura nauhličené vrstvy je po pomalém ochlazení z cementační teploty tvořena pásmem nadeutektoidním, eutektoidním a podeutektoidním. Podle tloušťky cementační vrstvy se dělí na tenké (do 0,5 mm), střední (do 1,5 mm) a tlusté (nad 1,5 mm). [2, 9]

### **Cementace za nízkého tlaku (vakuová cementace)**

Nauhličování při nízkotlaké cementaci probíhá za výrazně nižších tlaků (20 až 1 kPa) než je hladina atmosférického tlaku (101 kPa). Ve speciálních vakuových pecích probíhá rozklad acetyleny ( $\text{C}_2\text{H}_2$ ), za teplot 950 až 1050°C. Díky velice nízkému obsahu kyslíku, v podstatě vakuu, nedochází k oxidaci a cementační vrstva je tudíž velmi kvalitní a rovnoměrná. Další výhodou je vyšší rychlost nauhličení. Nevýhodou jsou vysoké náklady, proto se používá převážně v automobilovém a leteckém průmyslu. [10]

## 2.5.2 Tepelné zpracování po nauhličení

Vysoké tvrdosti cementované vrstvy se dosahuje jejím kalením následovaným nízkoteplotním popouštěním. Optimální kalicí teplota nauhličené vrstvy leží 30 až 50°C nad  $A_1$ , při této teplotě by ale v jádře docházelo k poklesu houževnatosti. Pokud by měla kalicí teplota odpovídat výchozímu chemickému složení oceli, byla by 30 až 50°C nad  $A_3$ , to by se ale zase v cementační vrstvě nacházel hrubý martenzit a vysoký obsah  $A_{zb}$ . Proto se volí kompromis, kdy se ve výsledné struktuře bude v jádře nacházet sorbit a v cementační vrstvě jemný martenzit společně s rovnoměrnými částicemi  $Fe_3C^{II}$ . Možností tepelného zpracování je více (Obr. 12). [2, 9]



Obr. 12: Schéma některých postupů kalení po nauhličení [9]

### Přímé kalení z cementační teploty

Tato metoda lze použít jak v plynném, tak v kapalném prostředí. Uhlíkové oceli se kalí do vody a legované do oleje. Výslednou strukturou je hrubý martenzit a vysoká úroveň pnutí. [2, 9]

### Kalení s přichlazením

Zde se zakalí až po ochlazení těsně nad teplotu  $A_1$ , čímž se částečně omezí deformace a vnitřní pnutí. Zrno se ale nezjemní. [2, 9]

### Kalení s pochlazením

Ochlazením na teplotu asi 600°C a novém ohřevu na kalicí teplotu se zrno austenitu zjemní. Kalí se buď z teploty  $A_3$  (pro lepší vlastnosti jádra – nevyskytuje se v něm ferit), nebo z teploty  $A_1$  (pro lepší vlastnosti vrstvy – jemnější zrno a menší deformace), popř. z teploty mezi  $A_1$  a  $A_3$ . [2, 9]

### Dvojité kalení

Nejlépších vlastností dosahují při dvojitém kalení, kde se po prvním zakalení na jádro zjemní zrno austenitu a rozpustí se  $Fe_3C^{II}$ . Po druhém zakalení získám ve vrstvě strukturu jemného martenzitu a v jádře přibude malé množství feritu, nemající vliv na pokles houževnatosti. [2, 9]

### 3 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

#### 3.1 Experimentální techniky

Následující kapitola se bude zabývat tím, jak fungují a k čemu se používají jednotlivé experimentální techniky a použité přístroje při mém laboratorním výzkumu.

##### 3.1.1 Příprava vzorků v metalografické laboratoři

Po získání materiálu probíhala příprava vzorků standardním postupem v metalografické laboratoři. Nejprve byla vybrána vhodná místa, ze kterých byly odebrány vzorky abrazivním řezáním za mokra na zařízeních Leco MSX250 (Obr. 13) a Struers Discotom-2. Odběr vzorku byl proveden tak, aby nedošlo k tepelnému porušení. Dráha byla vždy pevně upevněna pákovým mechanismem. Úlomky a teplo vzniklé při řezání byli odváděné speciální chladicí kapalinou. [11]

Vzorky byly následně jeden po druhém na přístroji Leco PR-4X (Obr. 14) za tepla (cca 180°C) zalisovány do dvou typů termoplastické akrylátové pryskyřice, které mají vysokou přilnavost. První (MultiFast Green), která má zelenou barvu bylo použito méně, sloužila hlavně pro pevné zajištění vzorku. Druhé (ClaroFast), která je po ztvrdnutí průhledná bylo použito více. Při lisování větších vzorků může uvnitř pryskyřice vzniknout "bílý mráček", který když je příliš velký, tak může způsobit praskání vzorku a proto je lepší vadnou pryskyřici odstranit a vzorek znovu zatavit. Mezi další možnosti fixace vzorků patří zalévání za studena a vakuová impregnace. [5, 11]

Po označení každého vzorku vibračním rytím byly broušeny a leštěny na metalografické brusce Leco GPX300 (Obr. 15). Broušením vzorků dochází k postupnému intenzivnímu odstraňování materiálu z povrchu vzorků pomocí SiC brusných papírů (Obr. 16) o různé zrnitosti (od 120 po 2400). U leštění byly na leštící plátina nanášeny leštící pasty s částicemi diamantu o zrnitosti 3 a 1  $\mu\text{m}$ . Při broušení se pak pro odvod tepla používala voda a při leštění ethanol. Poté co byly naleštěné strany vzorků dostatečně hladké a lesklé, tj. bez škrábanců a ostatních defektů, se vzorky pozorovaly v nenaleptaném stavu, při kterém jdou lépe vidět nečistoty (vměstky, staženiny aj.) a necelistvosti (bubliny, trhliny, praskliny apod.). [5, 11]

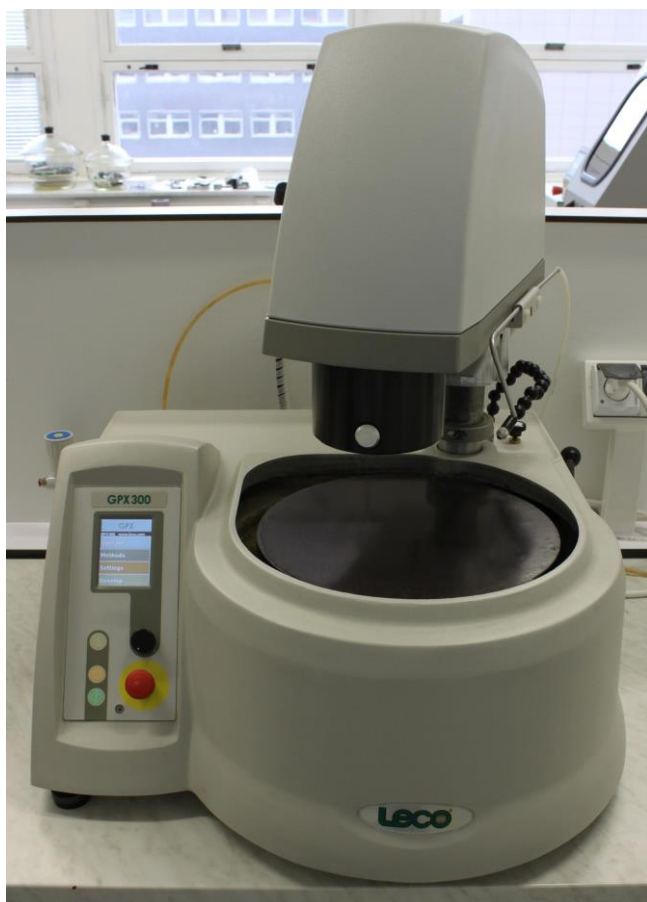
K lepšímu zviditelnění struktury a fází materiálu (odstranění Beilbyho vrstvy a narušení hranic jednotlivých zrn) bylo nutné naleptání dvouprocentním Nítalem (roztokem kyseliny dusičné v ethanolu), který se používá na oceli. Beilbyho vrstva je velice tenká zdeformovaná vrstva povrchu tvářeného materiálu vznikající přehřátím při broušení. Tato vrstva se odstraňuje leštěním, nebo také leptáním. Chemické leptání se provádí ponořením do vhodného leptacího činidla, podle typu materiálu a slitiny. Následuje neutralizace vzorku opláchnutím etanolem a osušením. Dalšími typy leptání je leptání elektrolytické, tepelné a iontové. [5, 11]



*Obr. 13: Leco MSX250 [11]*



*Obr. 14: Leco PR-4X [11]*



*Obr. 15: Metalografická bruska Leco GPX300 [11]*



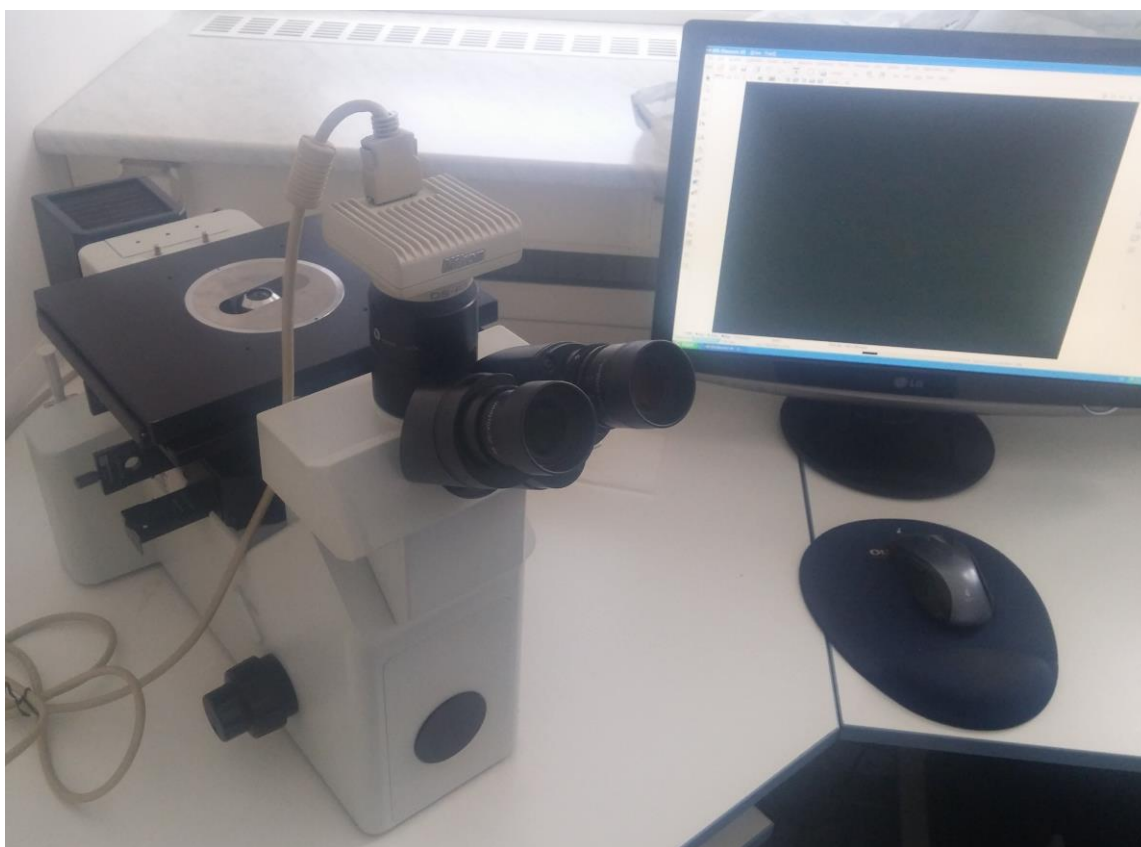
*Obr. 16: brusné SiC papíry [11]*



### 3.1.2 Světelná mikroskopie

Veškeré pozorování mikrostruktury na metalografickém výbrusu bylo prováděno na světelném mikroskopu Olympus GX51 (Obr. 17) při kolmém osvětlení, pomocí kamery Nikon DS-Fi1 je obraz mikroskopu přenášén na počítač a v programu NIS-elements jsou nafoceny a upraveny fotky mikrostruktur. Možné zvětšení je 50x, 100x, 200x, 500x a 1000x.

Struktura byla vyhodnocena podle odraženého světla od materiálu. Hladká vyleštěná plocha u nenaleptaného stavu se jeví jako světlá. Místa s nerovnostmi (trhlinami a ostatními vadami) jsou tmavá kvůli odražení světla mimo objektiv. Mezi tmavá místa také ale můžou patřit výrazně odlišné fáze materiálu, jako jsou karbidy, grafit, oxidy apod. K osvětlení se používá viditelné světlo, což je proud fotonů o vlnové délce 350 až 750 nm. Mikroskop je pak tvořen několika čočkami uspořádanými tak aby bylo dosaženo požadovaného zvětšení, vysoké rozlišovací schopnosti a co největší hloubky ostrosti. [5, 11, 12]



*Obr. 17: Světelný mikroskop Olympus GX51*

### 3.1.3 Měření tvrdosti podle Vickerse

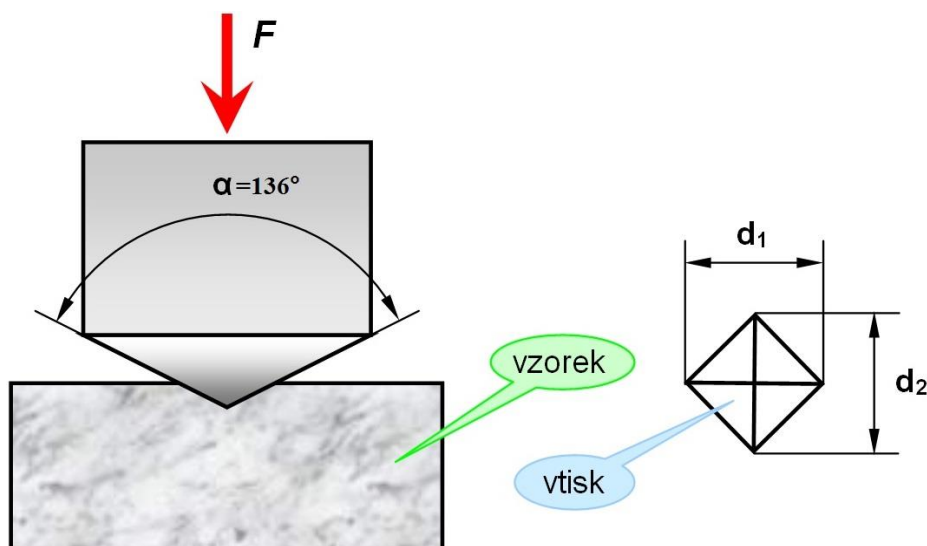
Tvrдость je schopnost materiálu klást odpor proti vnikajícímu cizímu tělesu, souvisí tedy s mechanickými vlastnostmi, jako jsou pevnost, pružnost, tvárnost aj. Tvrдость se dá měřit mnoha způsoby, v tomto případě byla tvrдость jednotlivých vzorků nového a starého materiálu měřena indentační staticko-plastickou metodou dle Vickerse při nízkém zatížení HV 1, neboli při zatížení silou 1 kg (9,807 N) na stroji Leco LM 247 AT (Obr. 20). Do zkoušeného vzorku pevně uloženého na tuhé podložce, tak aby se během zkoušky nepohnulo (Obr. 21), je touto silou po určitou dobu (max. 10 s) kolmo vtlačován diamantový pravidelný čtyřboký jehlan (indentor) s vrcholovým úhlem  $136^\circ$  (Obr. 18). Po následném odlehčení jsou změřeny

úhlopříčky vtisku a vypočítán jejich aritmetický průměr. Tvrdost je pak vyjádřena jako poměr zkušebního zatížení k ploše vtisku [5, 9, 13, 14]:

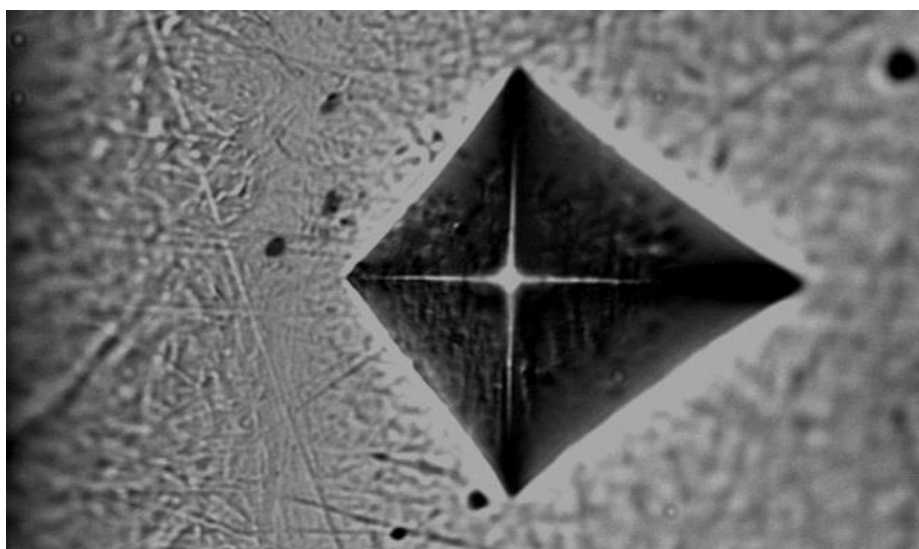
$$HV = \frac{1}{g} \cdot \frac{2 \cdot F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} = 0,1891 \cdot \frac{F}{d^2}, \quad (3.1)$$

kde:  $F$  je zkušební zatížení [N],  
 $d$  je aritmetický průměr úhlopříček [mm],  
 $g$  tíhové zrychlení [ $\text{m/s}^2$ ],  $g = 9,807 \text{ m/s}^2$ .

Tvrdost podle Vickerse se pak označuje např.: 650 HV 1, kde 650 je tvrdost stanovená dle Vickerse při zkušebním zatížení 1 kg (9,807 N). Vickersovu tvrdost pak zaznamená program Leco AMH 2000 a převede na tvrdost podle Rockwella. Vzorek musí mít hladký a rovný povrch, bez okují, mazadel a cizích tělísek. Jednotlivé středy vtisků pro ocel pak musí být od sebe vzdáleny nejméně trojnásobek průměrné hodnoty úhlopříček vtisku. U lehkých kovů nejméně šestinásobek. Od okraje by pro oceli měly být středy vtisků vzdáleny nejméně 2,5 násobek průměrné hodnoty úhlopříček vtisku. U lehkých kovů nejméně třinásobek. Nedodržení těchto vzdáleností může způsobit nepřesnosti v měření (Obr. 19). [5, 9, 13, 14]



Obr. 18: Schéma měření tvrdosti dle Vickerse [14]

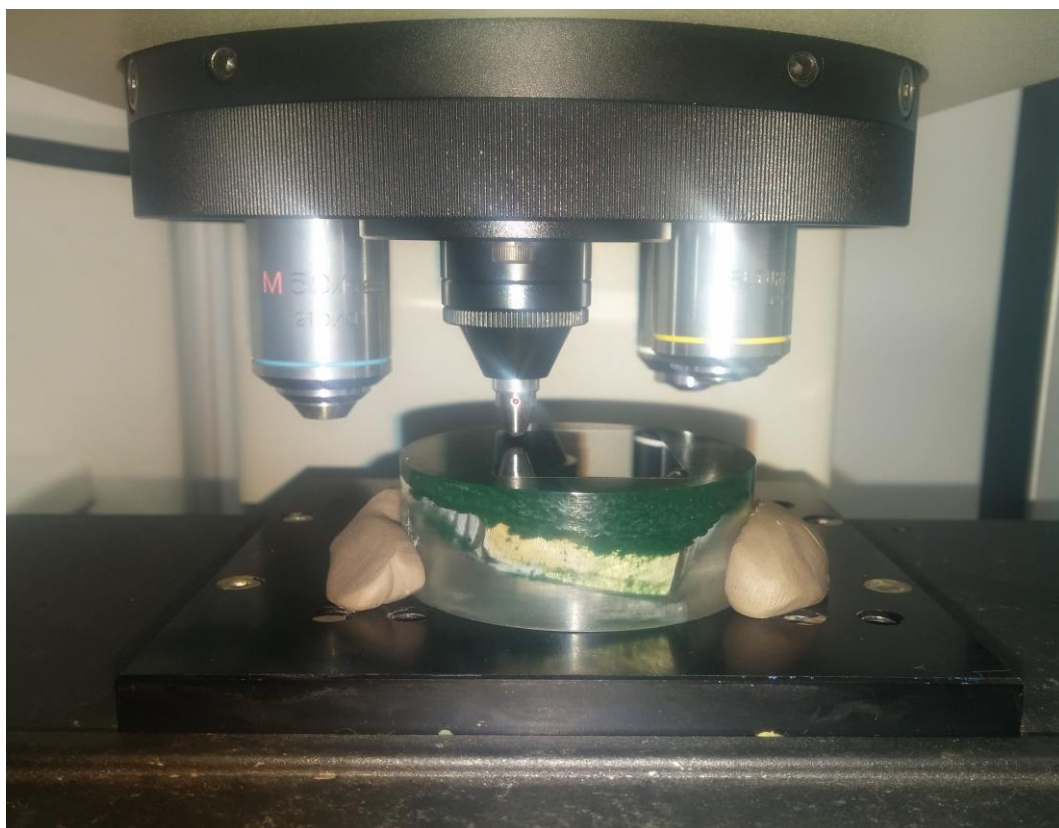


Obr. 19: Ukázka špatného vtisku při zkoušce tvrdosti podle Vickerse





*Obr. 20: Tvrdoměr Leco LM 247 AT*



*Obr. 21: Měření tvrdosti dle Vickerse*

## 3.2 Experimentální materiál

### 3.2.1 Starý materiál 18NCD6 (16 418.4)

C hm%	Ni hm%	Cr hm%	Mn hm%	Si hm%	Mo hm%	S hm%	Al hm%	P hm%	Ti hm%	Ca hm%
0,16 0,20	1,20 1,40	0,90 1,10	0,75 0,90	0,10 0,40	0,15 0,25	0,020 0,035	0,015 0,035	≤0,025	≤0,003	≤0,002

**16** - ocel třídy 16 - konstrukční nízko a středně legované, legovací prvky: Ni, Cr, Mn, Mo  
- nejdražší oceli

**4** - součet středních obsahů legujících prvků (kromě uhlíku) je roven cca 4 hm%

**18** - střední hodnota obsahu uhlíku je cca 0,18 hm%

**.4** - kaleno nebo kaleno a popouštěno [2, 15, 16]

K této oceli se podařilo najít i diagramy IRA (Obr. 22) a ARA (Obr. 23). Na ARA diagramu je možno sledovat pochody probíhající v materiálu.

### 3.2.2 Nový materiál 34Cr4 (14 234.4)

C hm%	Cr hm%	Mn hm%	Si hm%	Cu hm%	Al hm%	P hm%	S hm%	Ti hm%	O <sub>2</sub> hm%	Ca hm%
0,30 0,37	0,90 1,20	0,60 0,90	0,10 0,40	≤0,25	0,015 0,035	≤0,025	0,005 0,020	≤0,003	≤0,0015	≤0,001

**14** - ocel třídy 14 - konstrukční nízkolegované, legovací prvky: Cr, Mn, Si

**2** - součet středních obsahů legujících prvků (kromě uhlíku) je roven cca 2 hm%

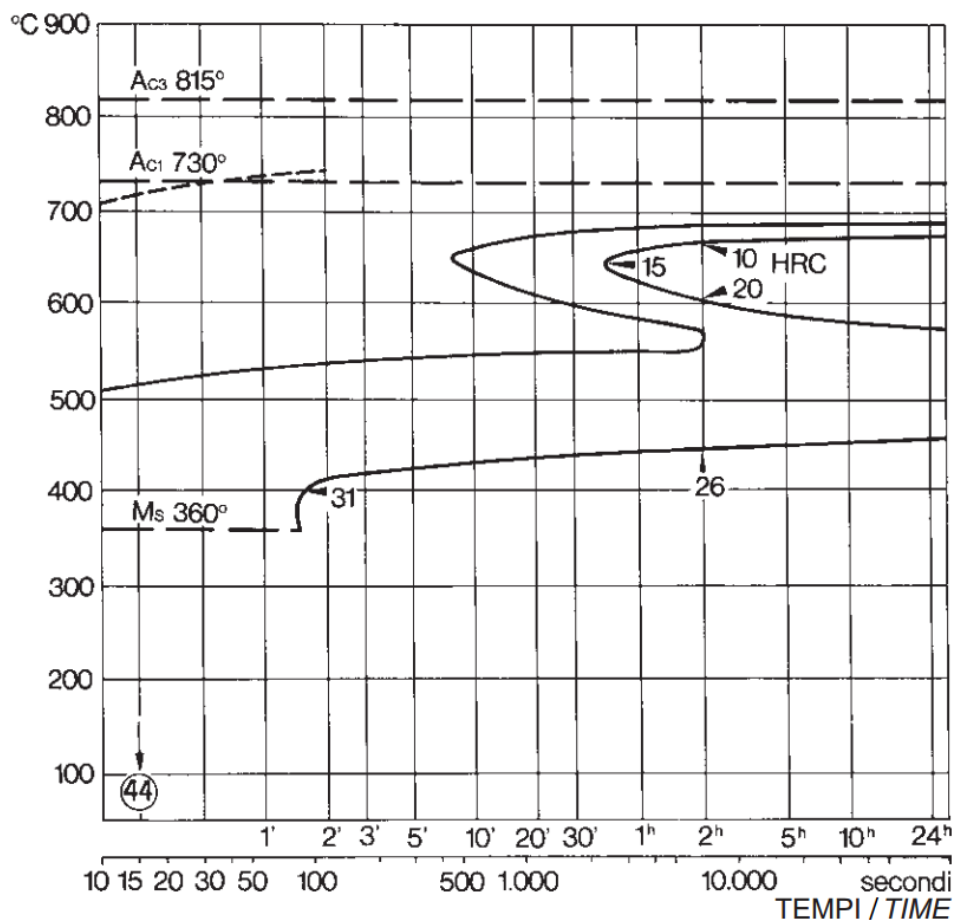
**34** - střední hodnota obsahu uhlíku je cca 0,34 hm%

**.4** - kaleno nebo kaleno a popouštěno [2, 15, 16]

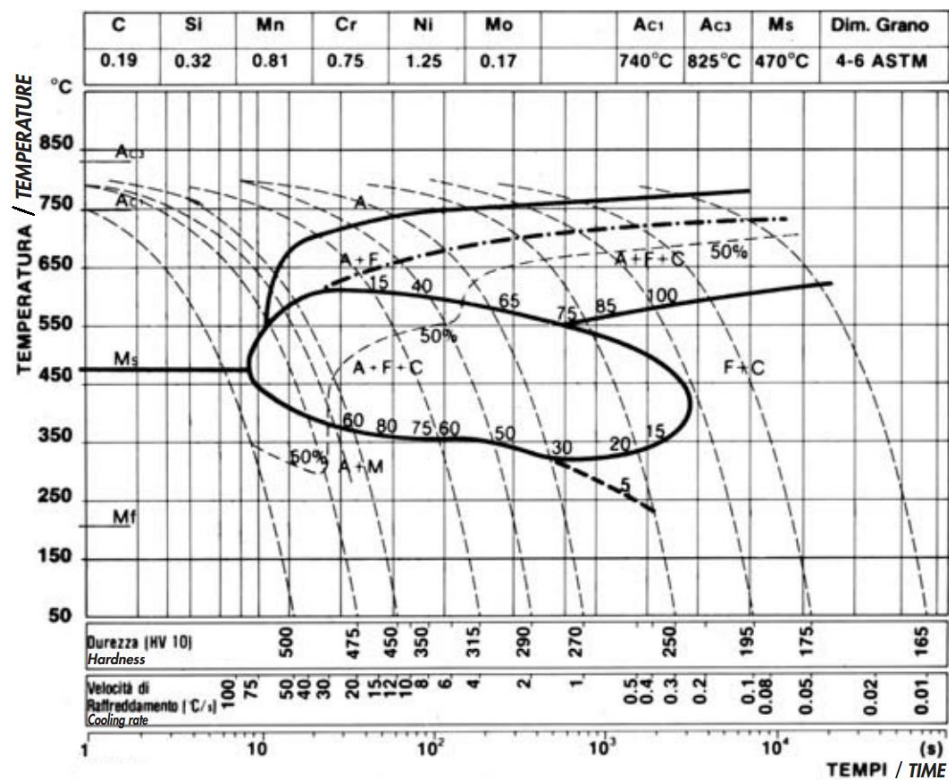
Jak je vidět, tak v novém materiálu je více uhlíku a o cca 2 hm% méně legujících prvků, zároveň se zde nevyskytují legury Ni a Mo, ale může se zde navíc vyskytovat omezené množství Cu a O<sub>2</sub>. Přičemž kyslík je nečistota a je jedním z hlavních zdrojů vměstků. Tudiž od materiálu 34Cr4 se může očekávat vyšší tvrdost po zakalení, ale prokalitelnost bude pravděpodobně nižší. [2]

Dále se u obou materiálů vyskytují legury P a S, které jsou nežádoucí (nečistoty). Síra je rovněž zdrojem vměstků, tudíž zhoršuje mikročistotu. Také je lepší mít nižší obsah legur Si, které snižují rozpustnost uhlíku v austenitu. [2]

Příčina nevyhovujících tvrdostí na některých místech u nového materiálu může být tedy způsobena těmito legurami, nebo i heterogenní strukturou vzniklou po kování, neboť materiál pro výrobu drah hydraulických motorů je výkovek.



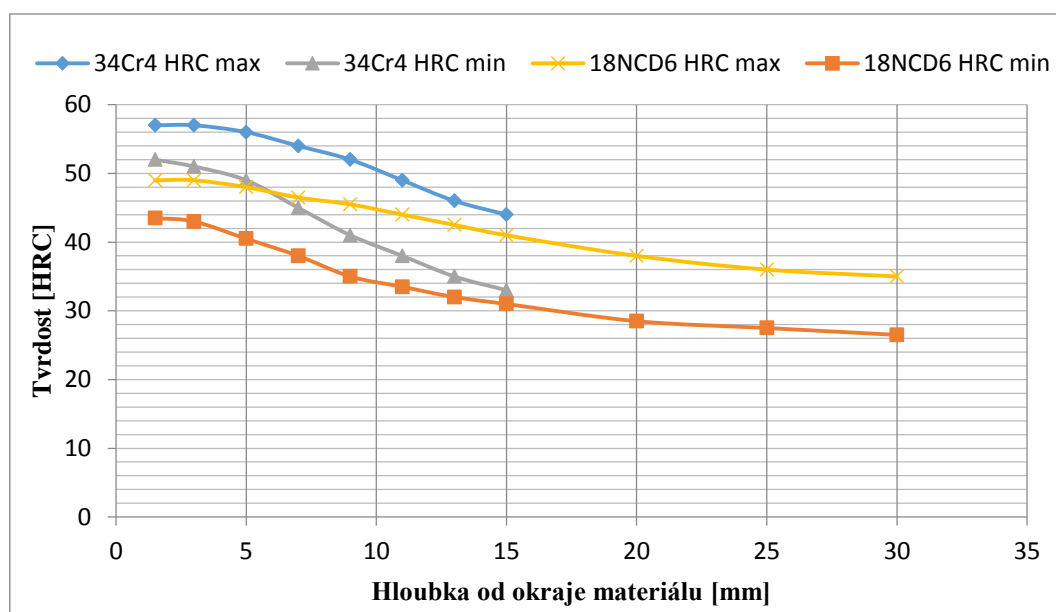
Obr. 22: Diagram IRA oceli značky 16 418 [17]



Obr. 23: Diagram ARA oceli značky 16 418. Austenitizační teplota je 875°C. [17]

V následující tabulce jsou dle materiálových listů předepsané minimální a maximální hodnoty Jominiho zkoušky pro oba materiály. Jak je vidět, nejvyšší tvrdost je v cementační vrstvě materiálu a postupně klesá, čím více se blížíme k jádru. Také si lze všimnout, že u nového materiálu 34Cr4 roste tvrdost směrem k povrchu rychleji.

Hloubka [mm]		1,5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30
18NCD6	HRC min	43,5	43	40,5	38	35	33,5	32	31	28,5	27,5	26,5
	HRC max	49	49	48	46,5	45,5	44	42,5	41	38	36	35
34Cr4	HRC min	52	51	49	45	41	38	35	33			
	HRC max	57	57	56	54	52	49	46	44			



**Obr. 24:** Výsledky z firmy Jominiho zkoušky prokalitelnosti obou materiálů

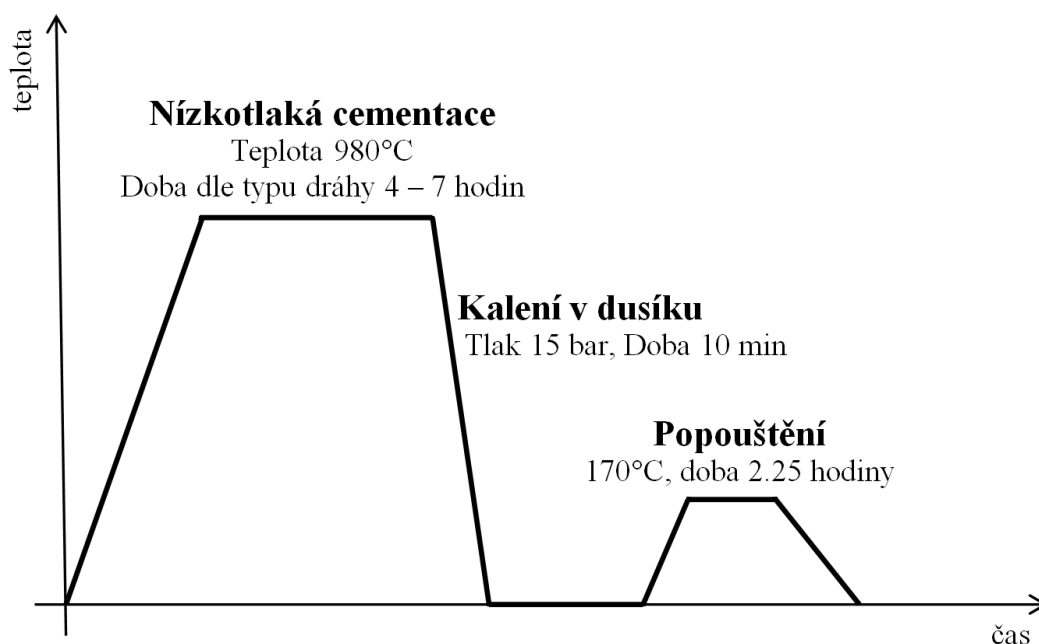
### 3.3 Proces výroby cementované dráhy

Jako polotovary součásti je použit výkovek, který je normalizačně žíhán. Opracování součásti probíhá na obráběcích centrech.

Proces cementování je proveden na cementační nízkotlakové peci ECM, kde do cementační komory je tryskami střídavě vstřikován acetylen a dusík. Celý proces trvá 4 až 7 hodin. Teplota cementace je  $980 \pm 5^\circ\text{C}$  (Obr. 25).

Zakalení je realizováno plynným dusíkem o tlaku max. 20 barů. Pro analyzované součásti byl použit tlak 15 barů. Dílce jsou dále popouštěny v komorové popouštěcí peci za teploty  $170 \pm 5^\circ\text{C}$  po dobu 2,25 hodiny.

Během celé cementace a popouštění jsou dílce umístěny na speciálních přípravcích, tak aby bylo zamezeno jejich deformaci. Množství kusů uložených na přípravcích se pohybuje dle velikosti součástí od 45 – 95 ks.

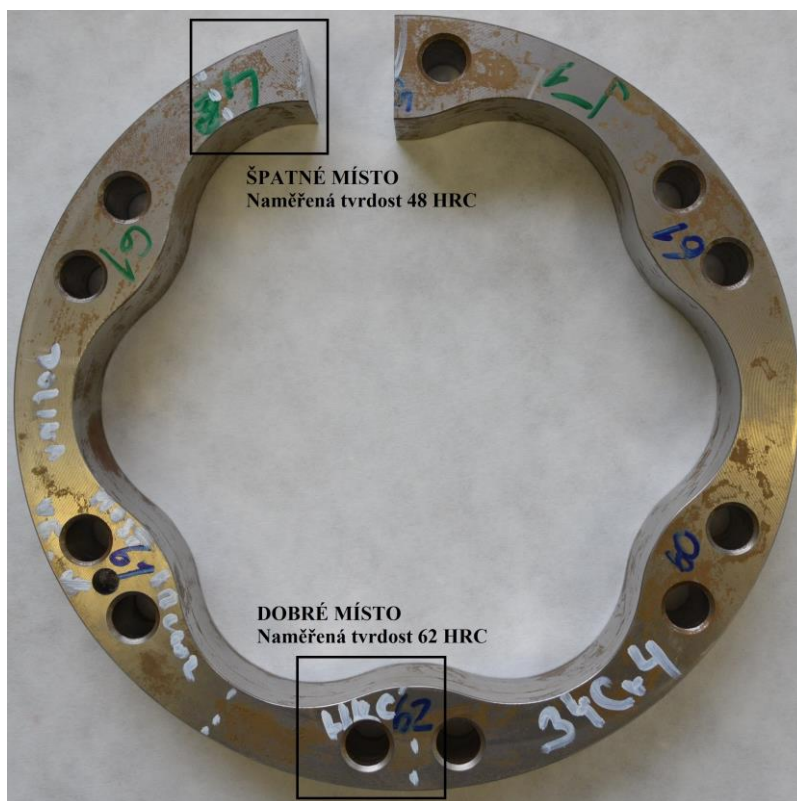


*Obr. 25: Obecný proces cementace nového i starého materiálu*

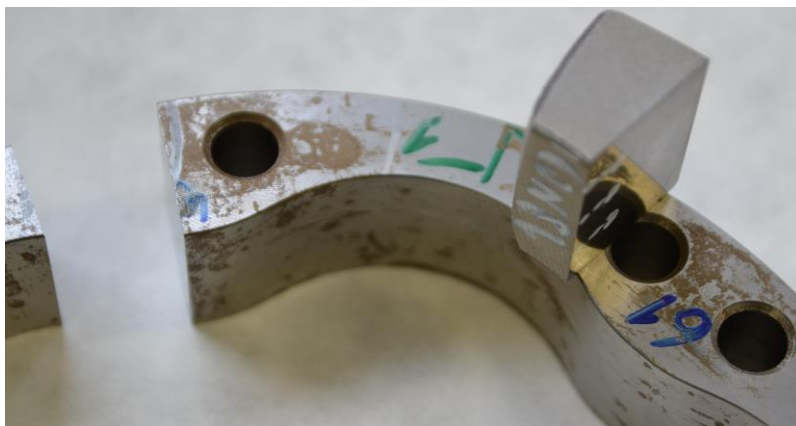


## 4 VÝSLEDKY POZOROVÁNÍ A DISKUZE

### 4.1 Přehled jednotlivých vzorků experimentálních materiálů



*Obr. 26: Místa odběru špatného a dobrého vzorku u nového materiálu*



*Obr. 27: Přirovnání místa odběru starého vzorku*



*Obr. 28: Všechny čtyři zalisované vzorky*



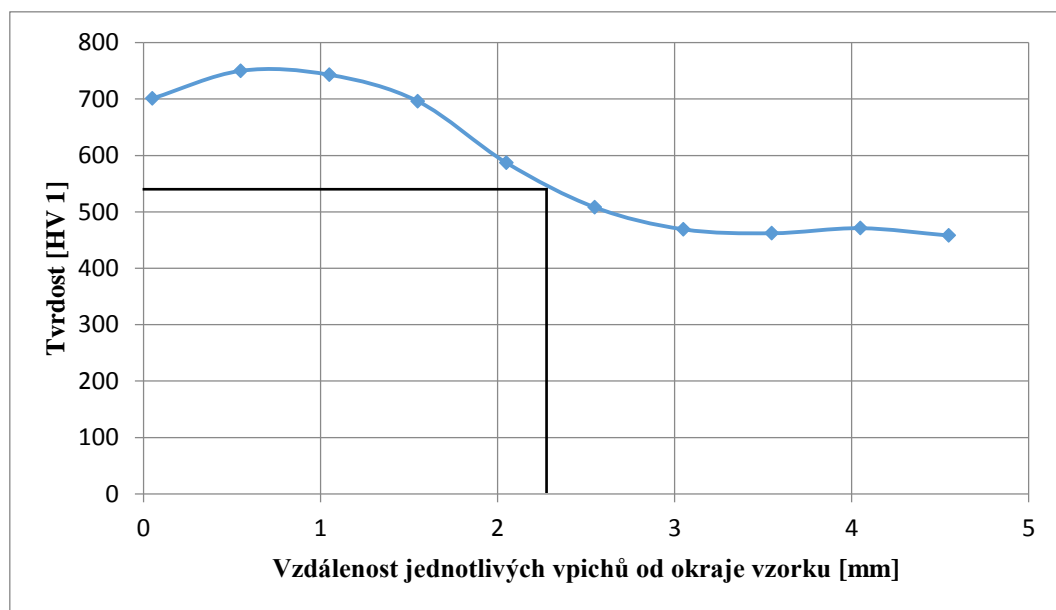
#### 4.1.1 Vzorek starého materiálu 18NCD6

Vzorek byl předán již vyříznutý z části dráhy mezi tzv. vrcholem a údolím. Zde je výbrus orientovaný kolmo na funkční plochu dráhy, tj. napříč součásti. V nenaleptaném stavu šlo vidět, že původní starý materiál má více vměstků a nečistot (Obr. 30), které jsou u tohoto materiálu orientovány rovnoběžně s drahou (Obr. 31 a Obr. 32).

Cementační vrstva je souvislá, tvořená jemným martenzitem (Obr. 31). Přechod mezi vrstvou a jádrem tvoří hrubý martenzit (Obr. 32 a Obr. 33). Při menším zvětšení je patrná mírná nehomogenita mikrostruktury, pravděpodobně pruhovitost způsobena kovááním polotovaru (Obr. 32). Na profilu mikrotvrdosti se ale tato nehomogenita neprojevila, rozdíly v mikrostruktuře mezi jednotlivými místy tedy zřejmě nejsou výrazné. Mikrostruktura jádra materiálu je tvořena popuštěným nízkouhlíkovým martenzitem a bainitem. Charakter mikrostruktury jádra není přímo definován v požadavcích na výrobek, nicméně pozorovaná struktura není defektní.

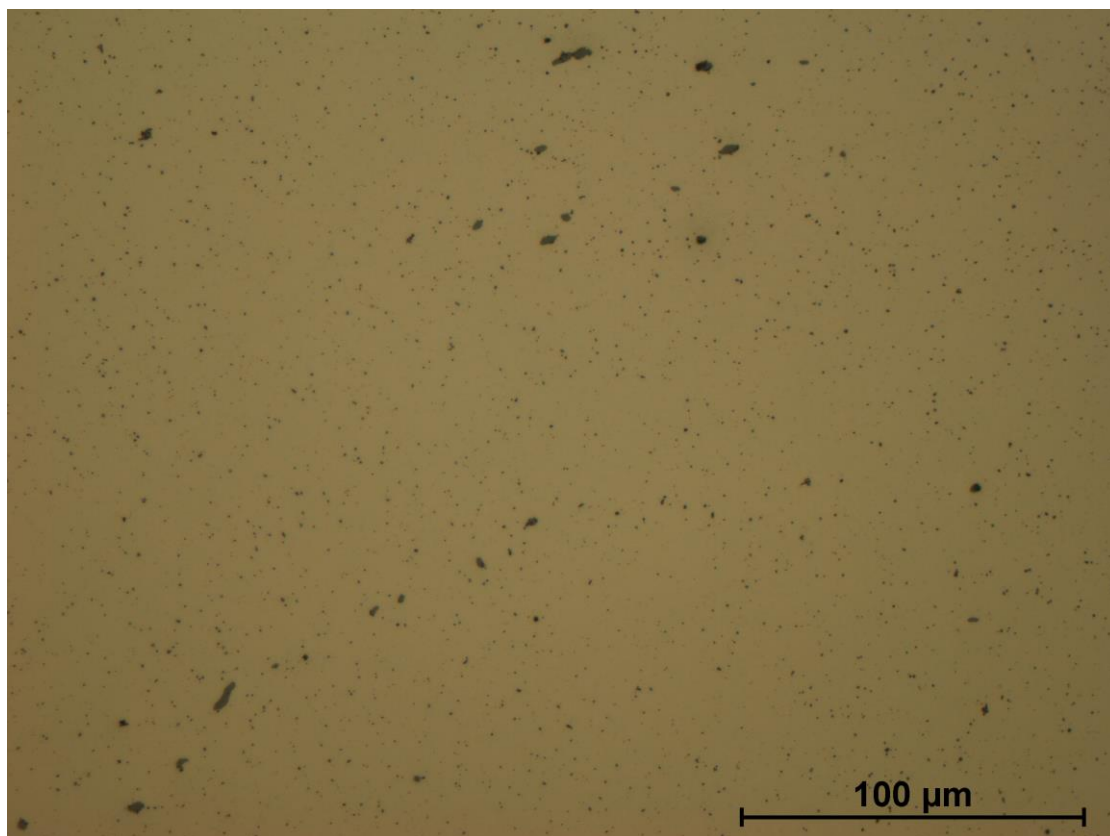
Tvrdost na povrchu dosahovala max. hodnot 750 HV 1, což je 62,2 HRC (Obr. 29). Hloubka prokalení (cementační vrstvy) je vzdálenost od povrchu k limitní tvrdosti. V tomto případě při tvrdosti 550 HV 1 (52,4 HRC) je hloubka prokalení 2,25 mm.

Hloubka [mm]	0,05	0,55	1,05	1,55	2,05	2,55	3,05	3,55	4,05	4,55
HV 1	701	750	743	696	587	508	469	462	471	458

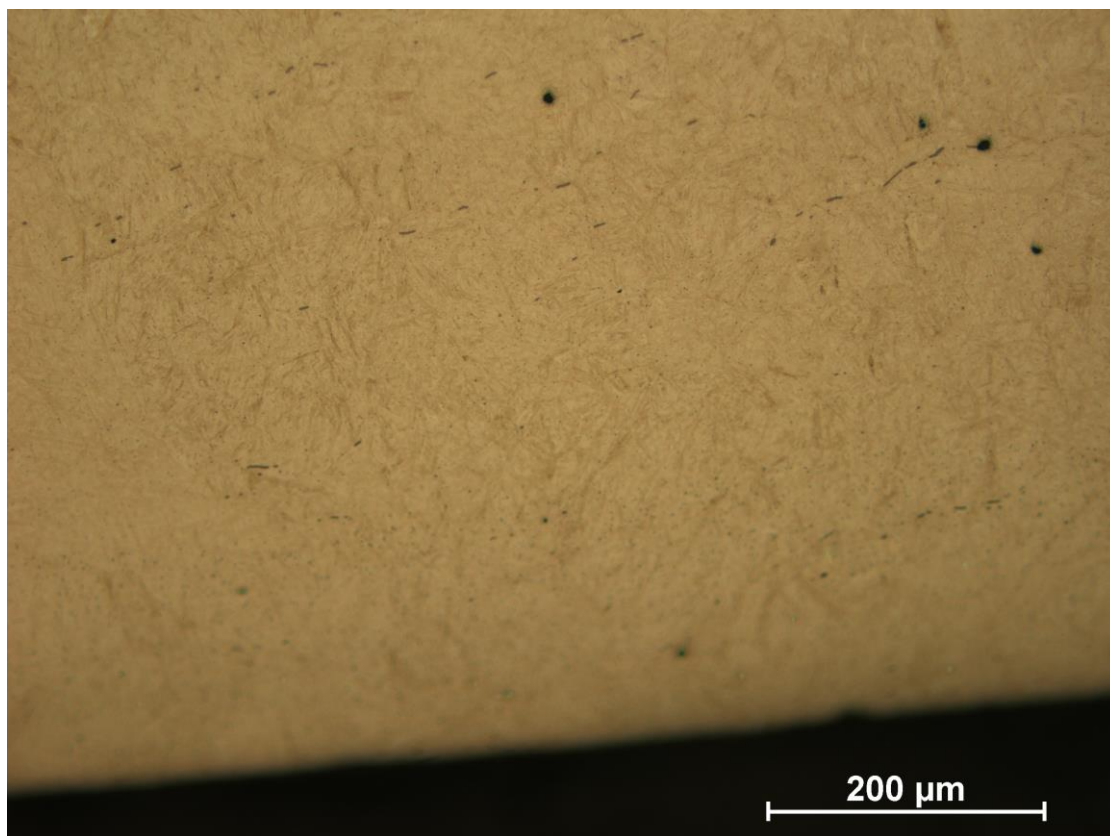


**Obr. 29:** 18NCD6 - změřená tvrdost, hloubka prokalení je 2,25 mm při 550 HV 1

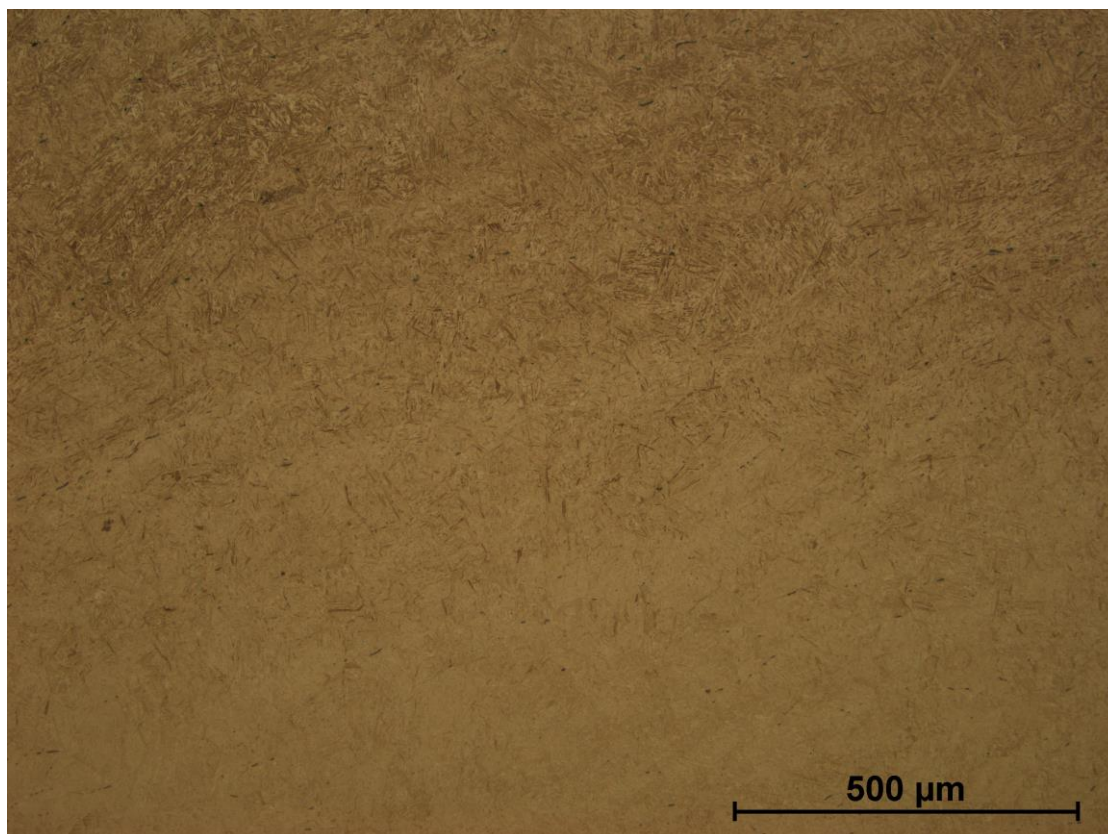




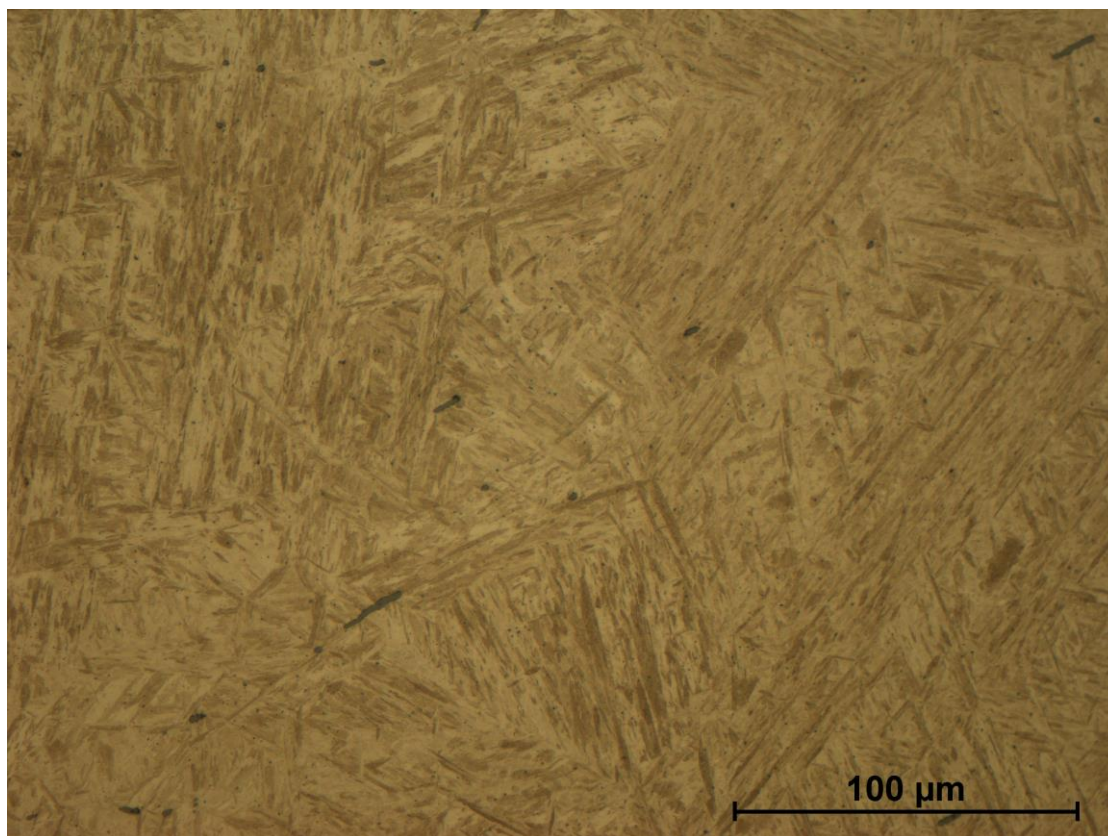
*Obr. 30: 18NCD6 - nenaleptaný stav, Z = 500x*



*Obr. 31: 18NCD6 - povrch, Z = 200x*

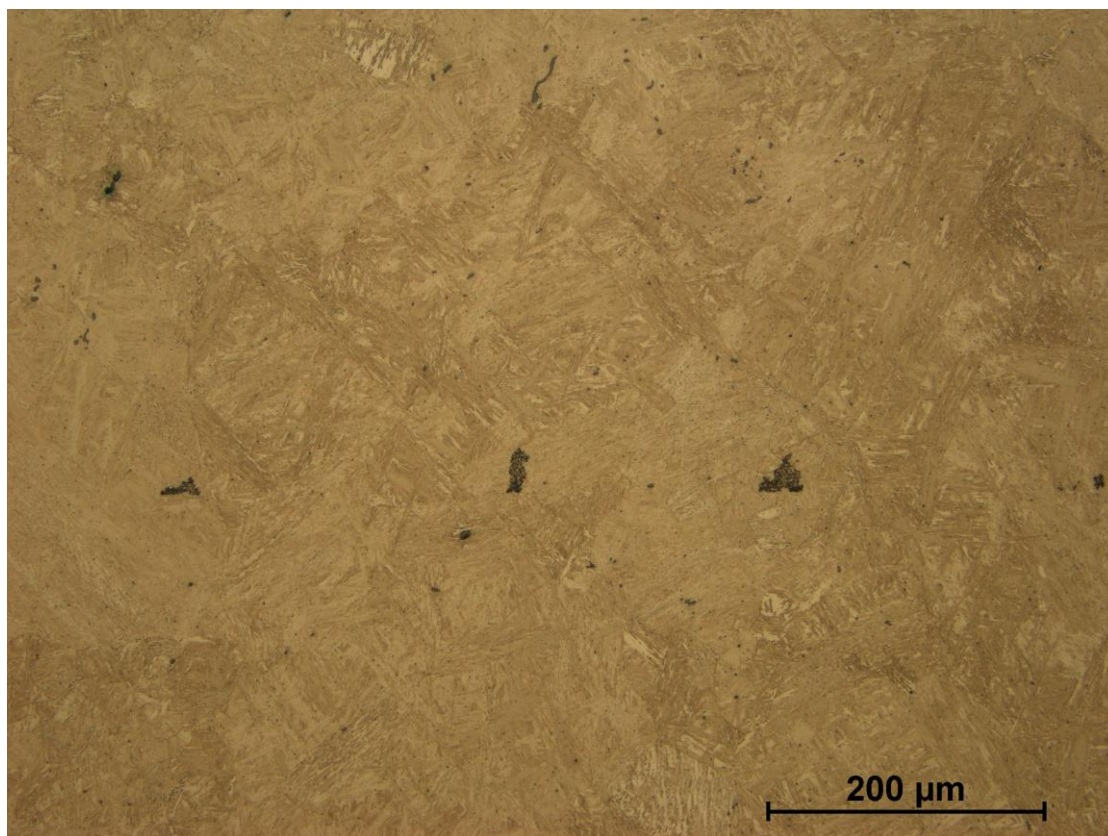


*Obr. 32: 18NCD6 - přechod,  $Z = 100\times$*

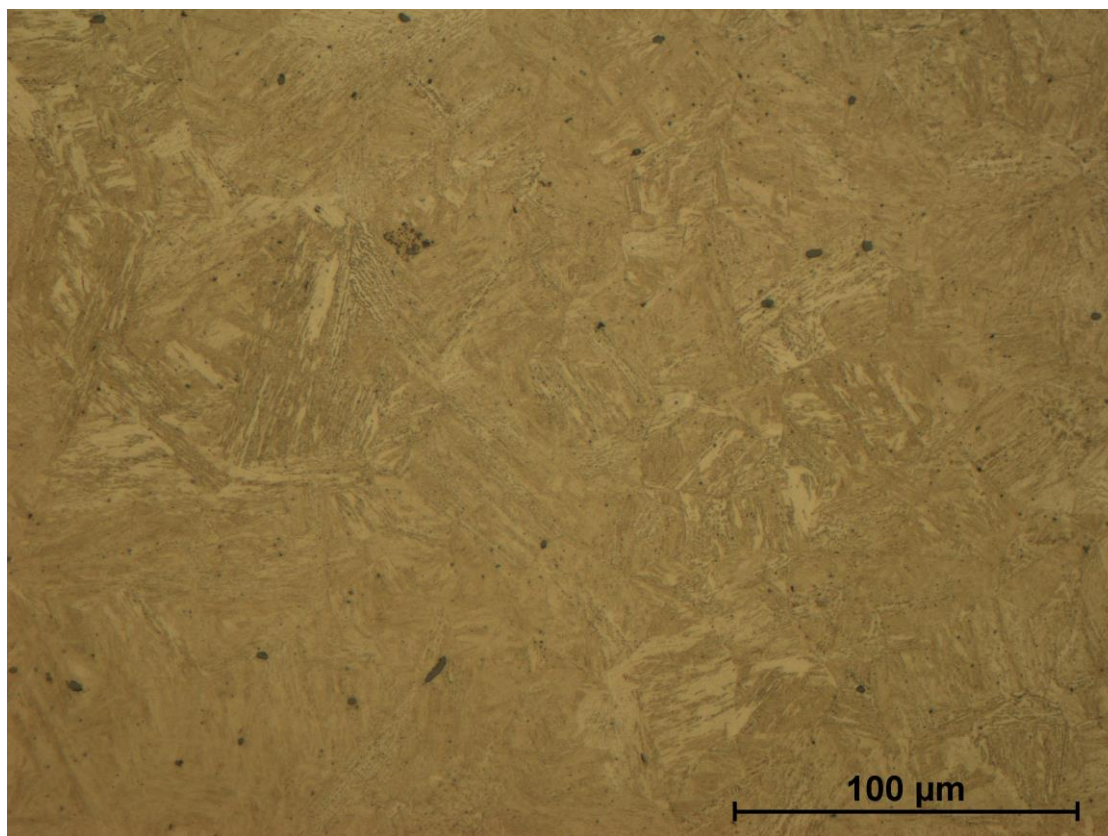


*Obr. 33: 18NCD6 - přechod,  $Z = 500\times$*

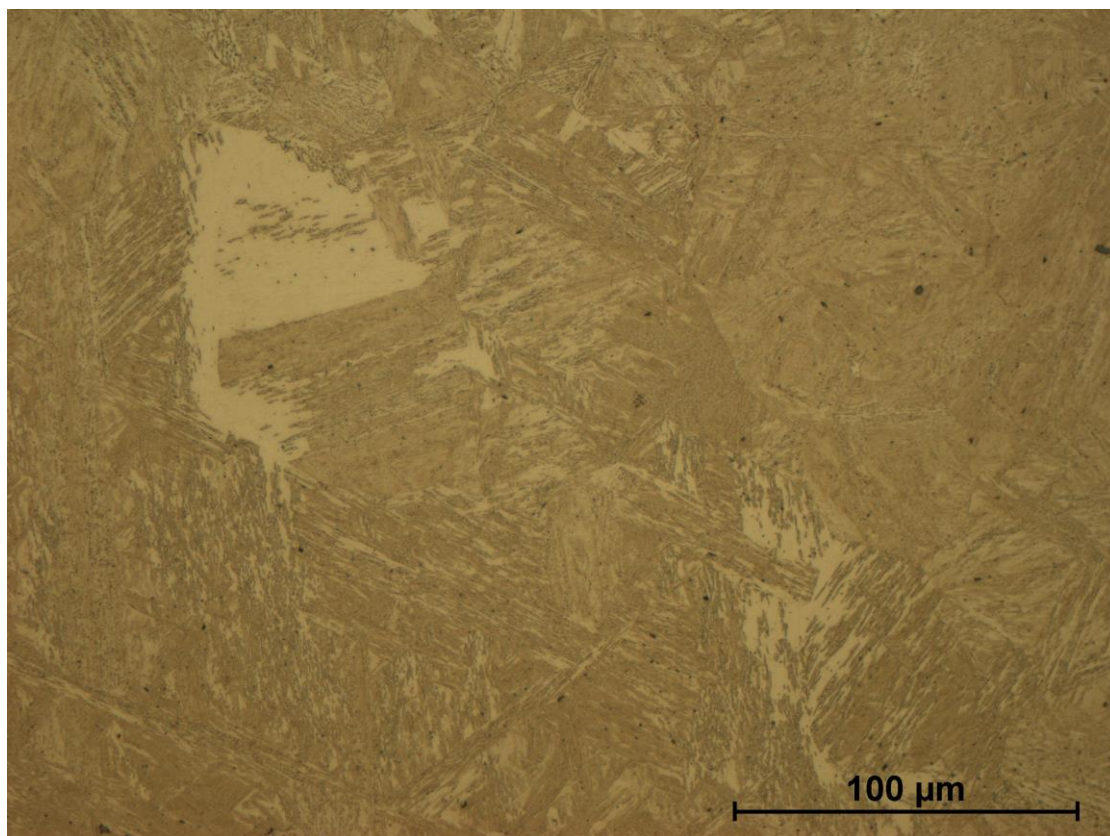




*Obr. 34: 18NCD6 - jádro, Z = 200x*



*Obr. 35: 18NCD6 - jádro, Z = 500x*



*Obr. 36: 18NCD6 - jádro, Z = 500x*

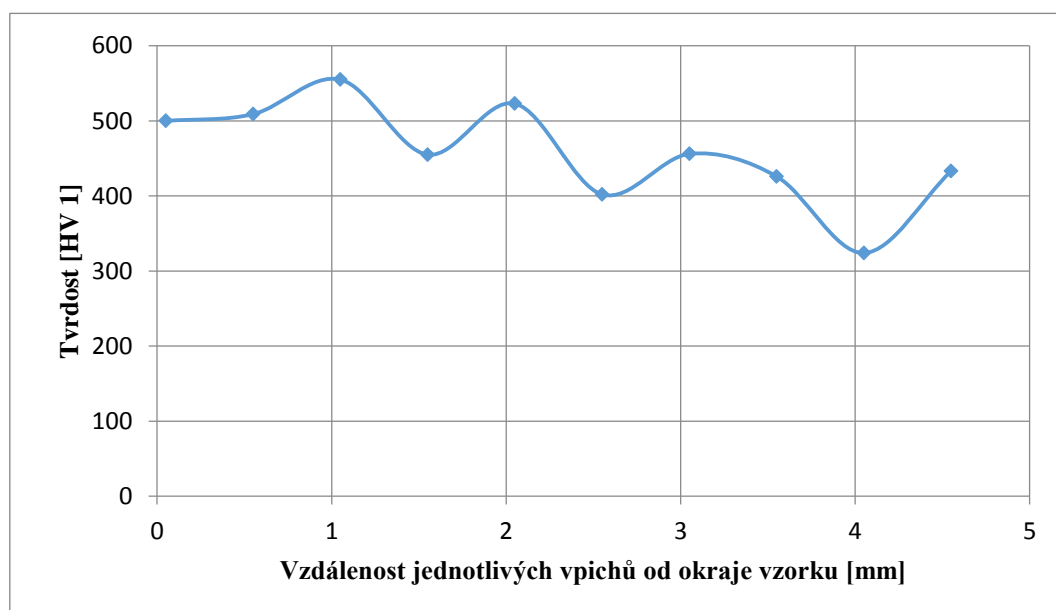
### 4.1.2 Vzorek nového materiálu 34Cr4 – špatné místo

Tenhle vzorek byl vyříznut z oblasti, kde byla změřena nízká tvrdost, a to 48 HRC. Výbrus je orientovaný napříč, stejně jako u vzorku předešlého.

Cementační vrstva je různorodá (Obr. 39), z části tvořená jemným martenzitem a špatná tmavá místa jsou tvořena bainitem, nebo troostitem (nedokonale rozpadlý austenit na perlit). Jádro materiálu je tvořeno směsí nízkouhlíkového popuštěného martenzitu, bainitu a velmi jemného perlitu (Obr. 41 a Obr. 42). U všech vzorků materiálu 34Cr4 je patrná heterogenita mikrostruktury, způsobena kováním (Obr. 41). Jednotlivé struktury heterogenity mají rozdílnou tvrdost, což je patrné na naměřeném profilu mikrotvrdosti (Obr. 37). Ve srovnání s předchozím vzorkem materiálu 18NCD6 je mikrostruktura materiálu 34Cr4 výrazně jemnější.

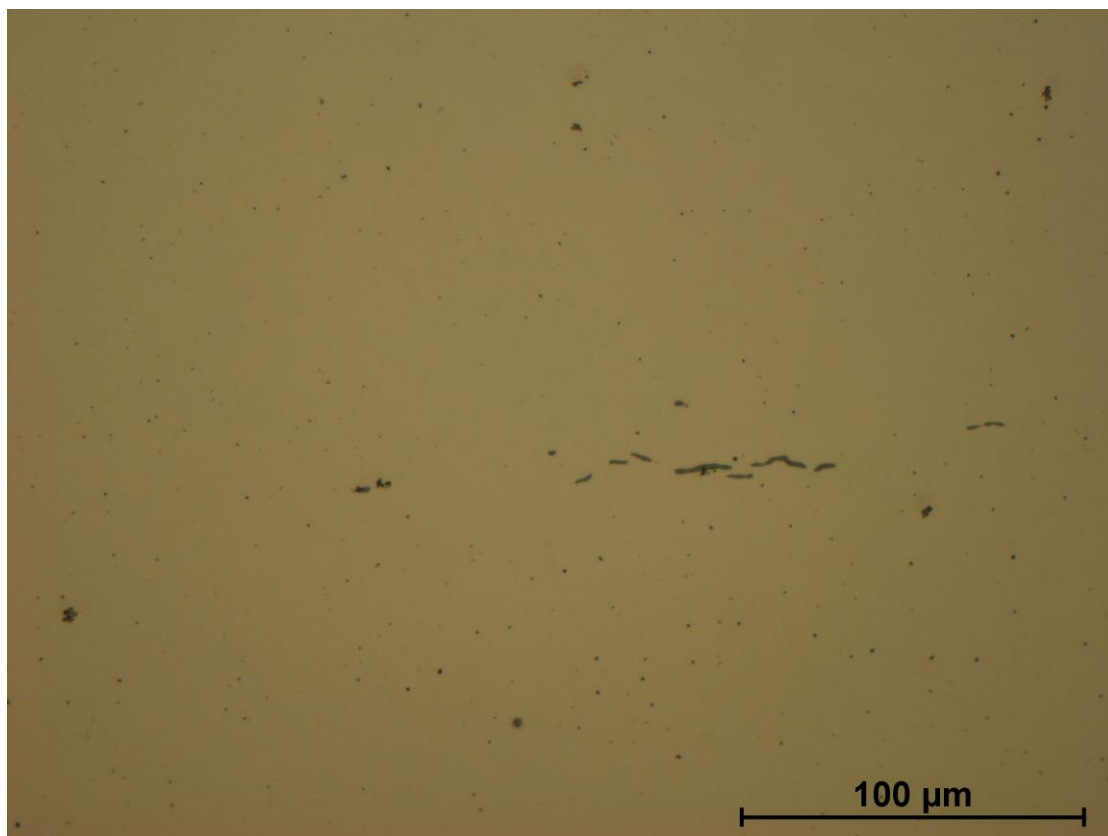
U materiálu 34Cr4 se hloubka prokalení určuje při tvrdosti 650 HV 1 (57,9 HRC), kterou však vzorek ze špatného místa vůbec nedosáhl (Obr. 37). Tvrdost na povrchu je tedy nízká.

Hloubka [mm]	0,05	0,55	1,05	1,55	2,05	2,55	3,05	3,55	4,05	4,55
HV 1	500	509	555	455	523	402	456	426	324	433

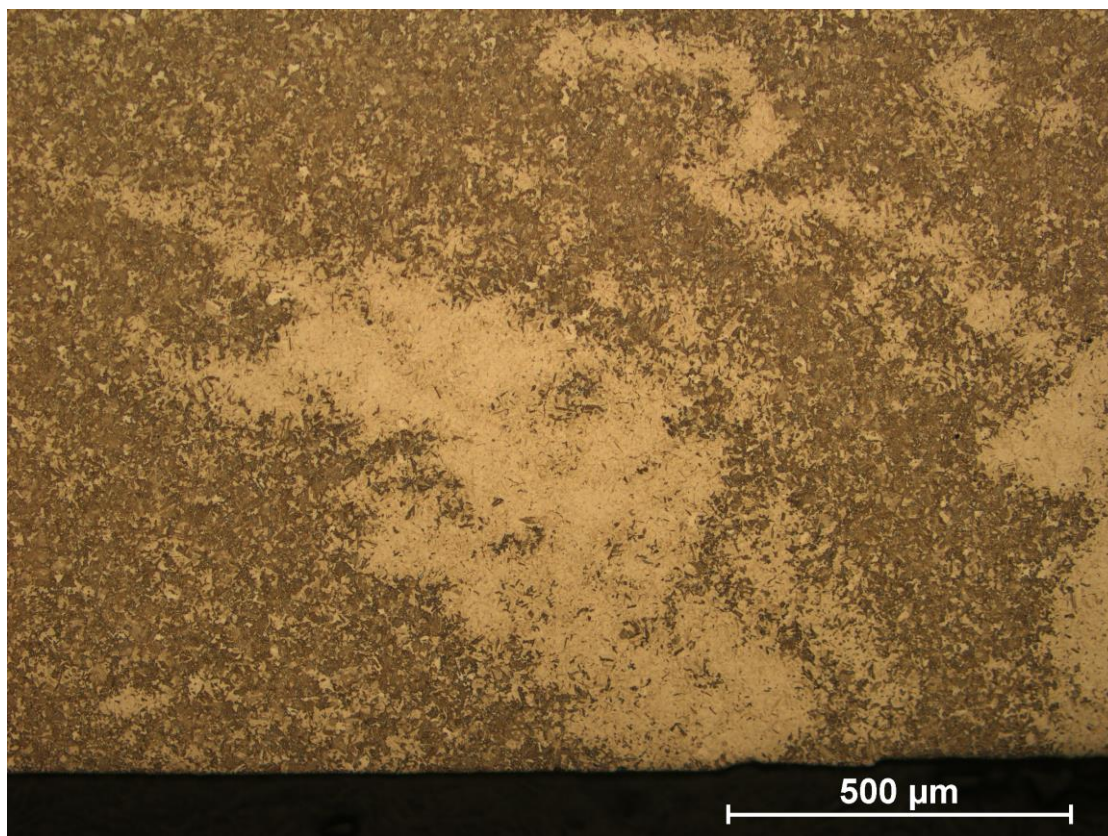


Obr. 37: 34Cr4 špatný - změřená tvrdost při zatížení HV 1



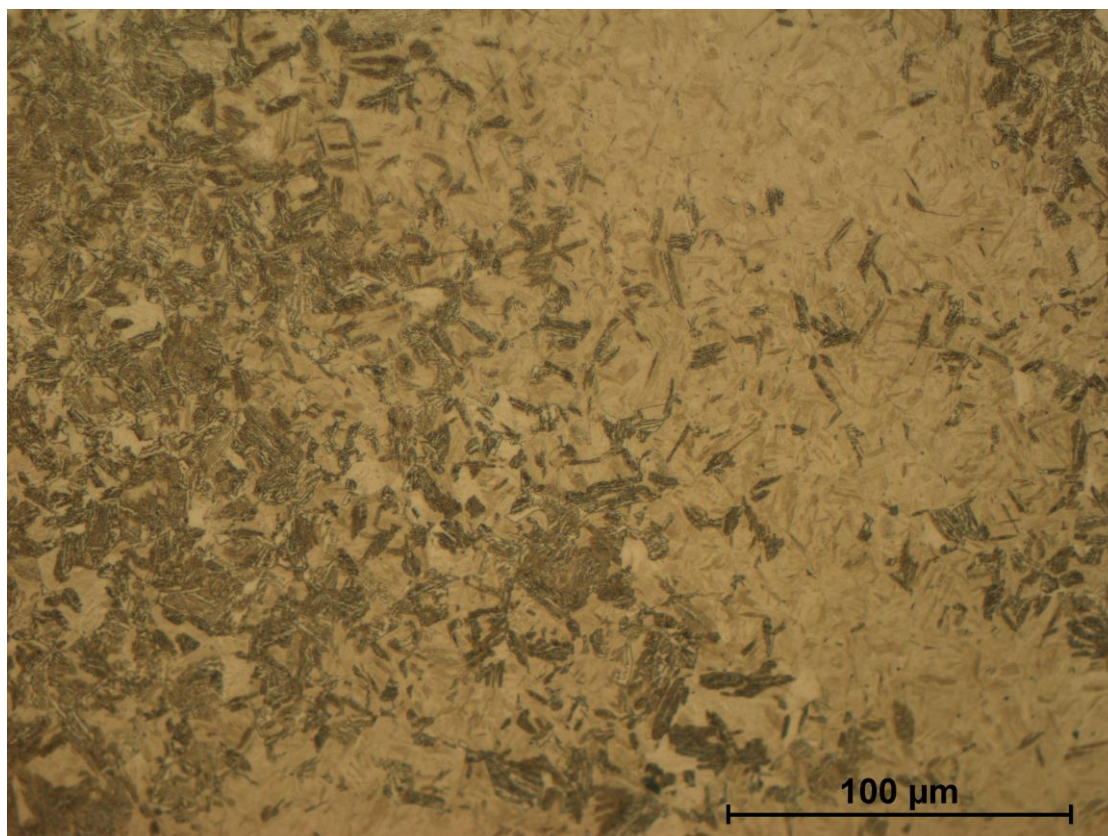


*Obr. 38: 34Cr4 špatný - nenaleptaný stav, Z = 500x*

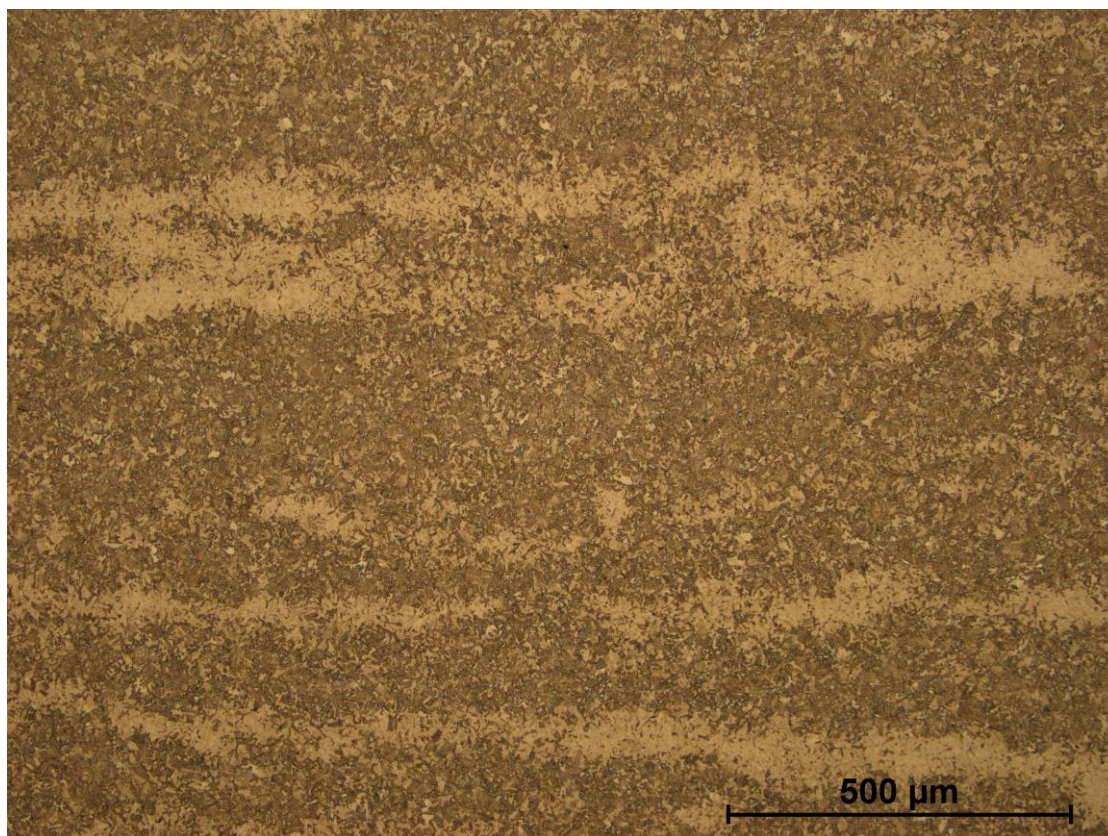


*Obr. 39: 34Cr4 špatný - povrch, Z = 100x*



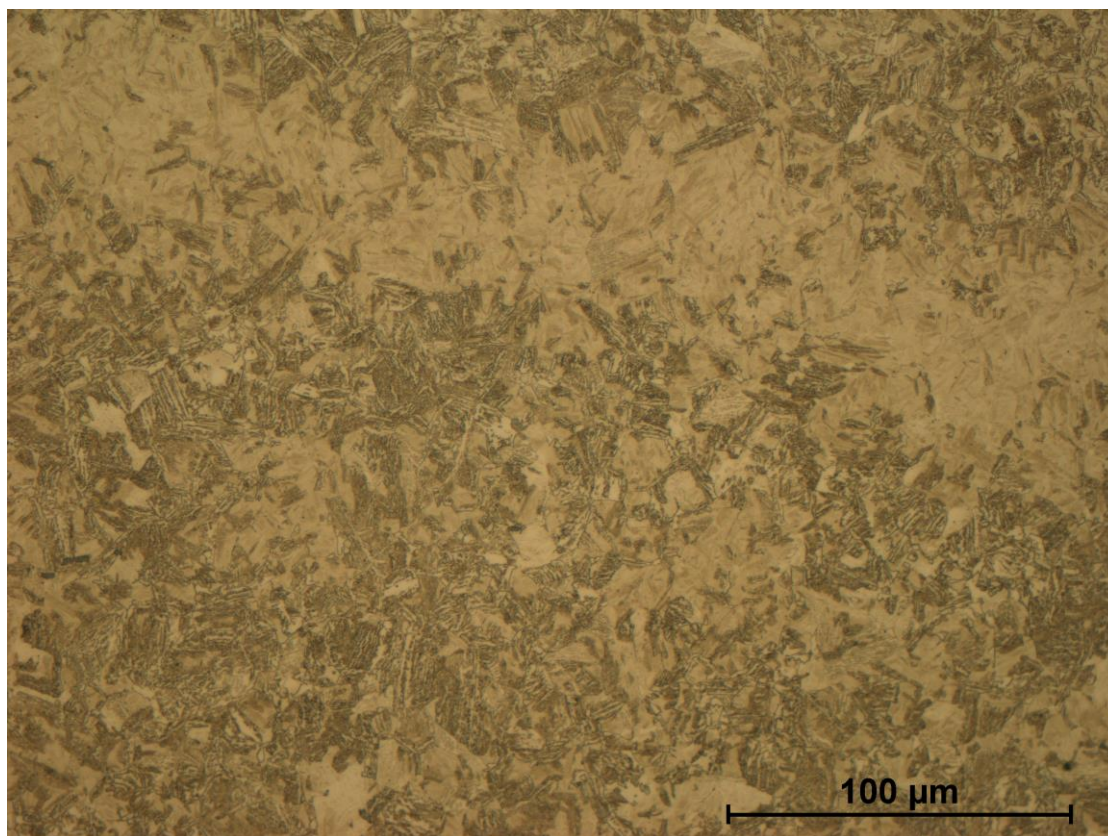


*Obr. 40: 34Cr4 špatný - povrch, Z = 500x*



*Obr. 41: 34Cr4 špatný - jádro, Z = 100x*





*Obr. 42: 34Cr4 špatný - jádro, Z = 500x*



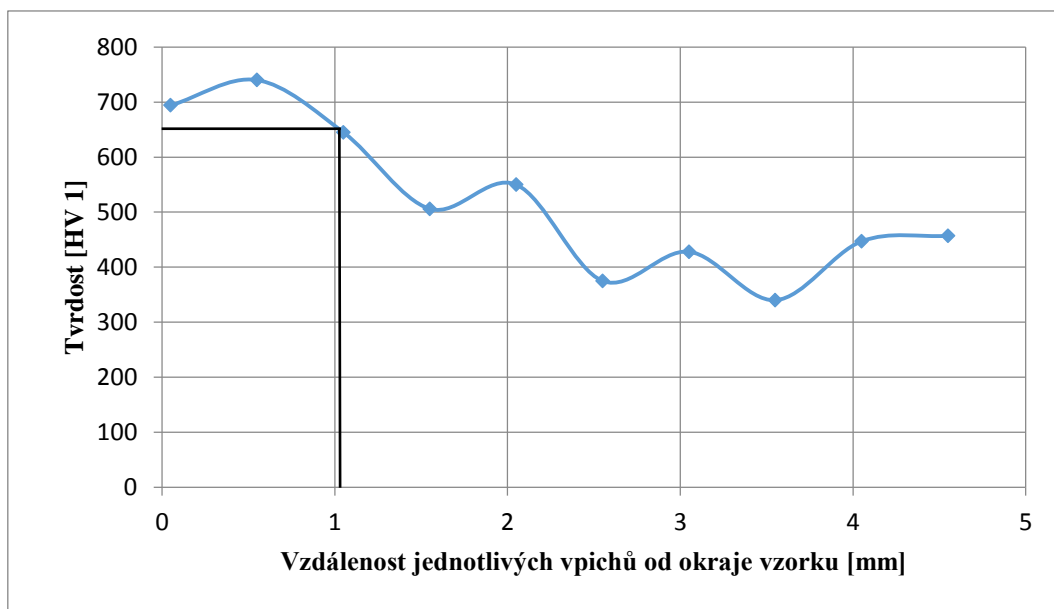
### 4.1.3 Vzorek nového materiálu 34Cr4 – mezi

Vzorek byl také předán již vyříznutý a ještě rozdělený na dvě půlky, aby nebyl zbytečně moc vysoký. Orientace výbrusu je rovnoběžně s čelní plochou dráhy, tudíž jinak než u ostatních vzorků, což ale na pozorování a měření nemá zásadní vliv.

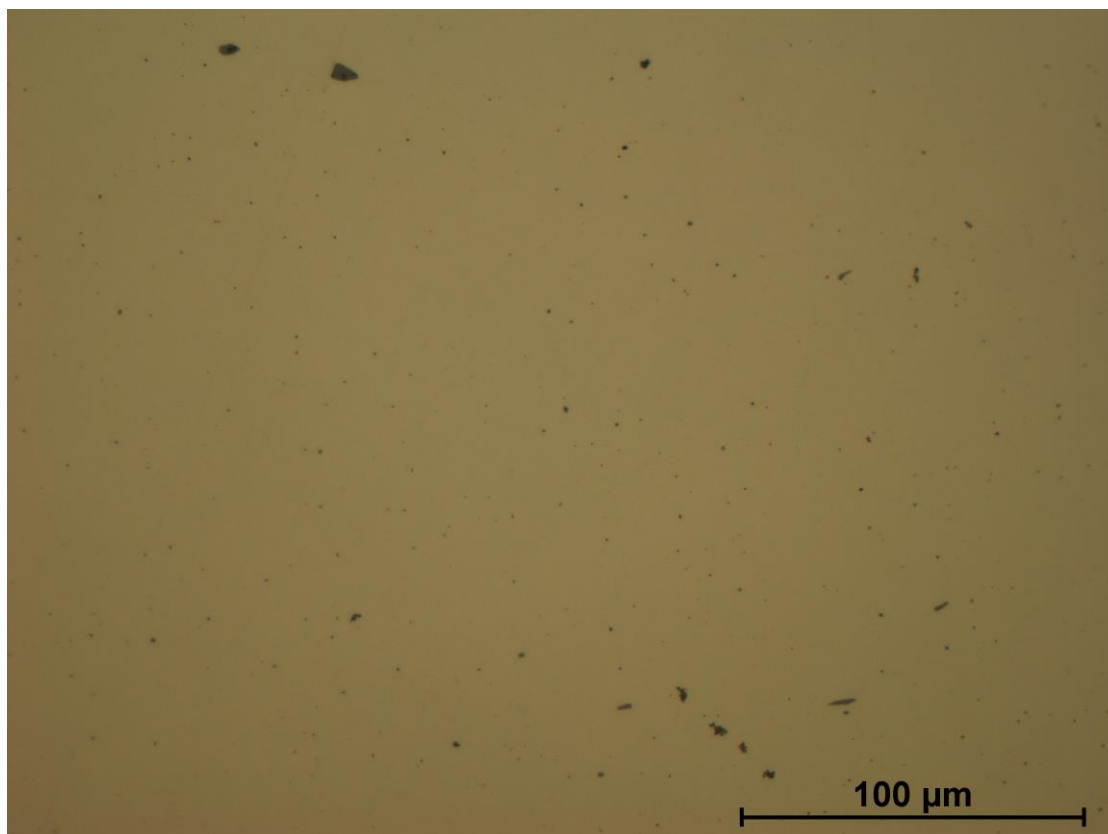
Povrchová vrstva je souvislá, tvořená jemným martenzitem. Sem tam se ale vyskytují oblasti tvořené bainitem, nebo troostitem (Obr. 45). Jádru materiálu je směsí nízkouhlíkového popuštěného martenzitu, bainitu a velmi jemného perlitu (Obr. 47 a Obr. 48). Jednotlivé struktury heterogenity mají opět rozdílnou tvrdost (Obr. 43).

Tvrdost na povrchu nebyla příliš špatná a dosahovala max. hodnot 740 HV 1, neboli (61,8 HRC). Zde je hloubka prokalení 1,05 mm.

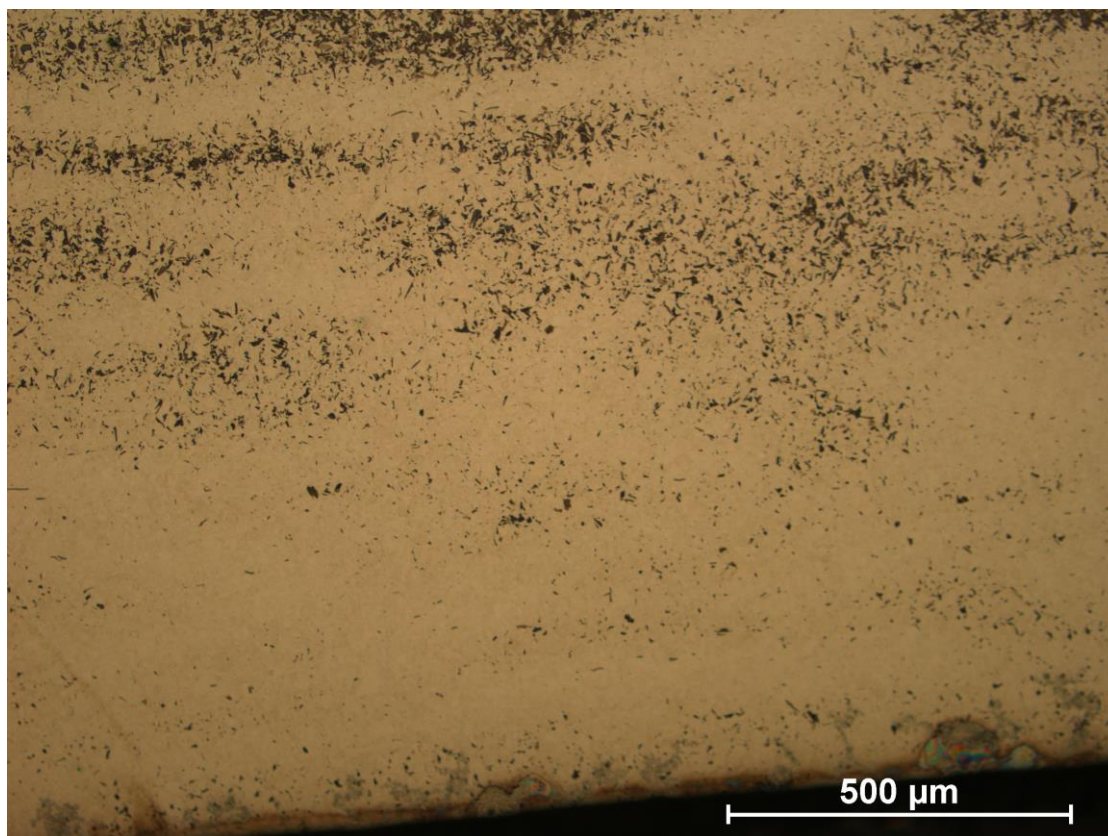
Hloubka [mm]	0,05	0,55	1,05	1,55	2,05	2,55	3,05	3,55	4,05	4,55
HV 1	694	740	645	506	550	375	428	340	447	457



**Obr. 43:** 34Cr4 mezi - změřená tvrdost, hloubka prokalení je 1,05 mm při 650 HV 1

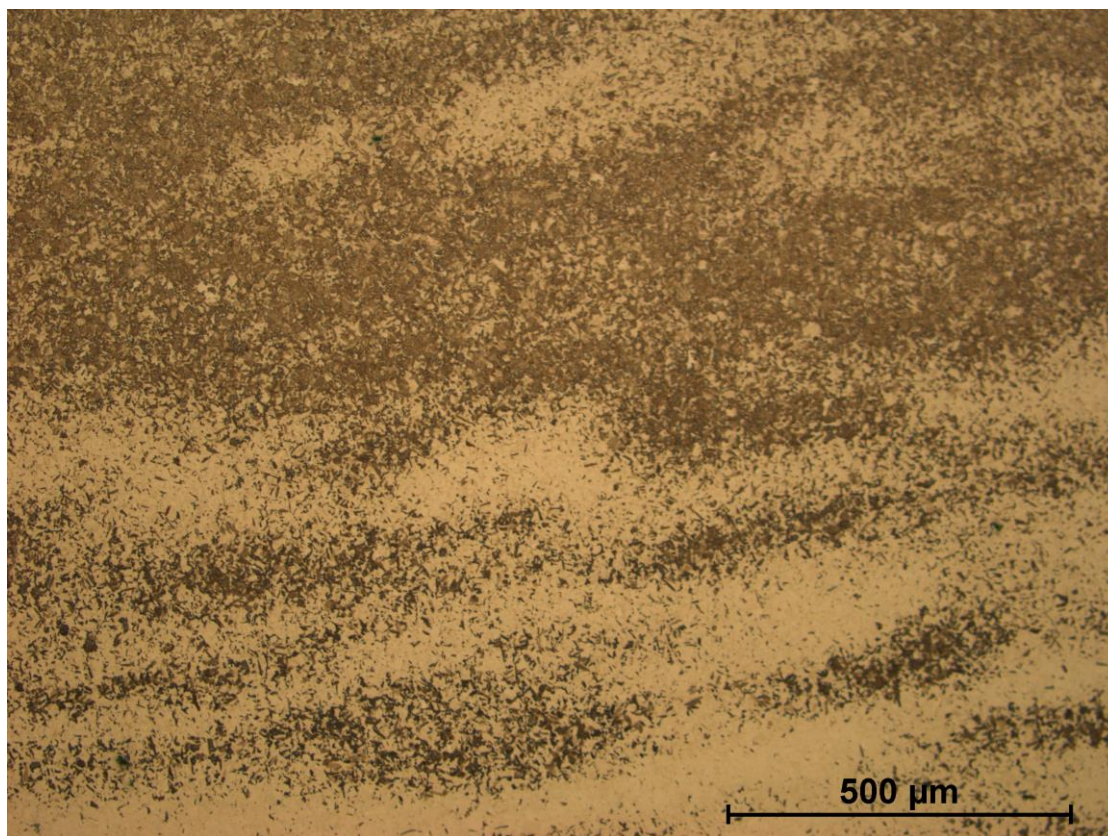


*Obr. 44: 34Cr4 mezi - nenaleptaný stav, Z = 500x*

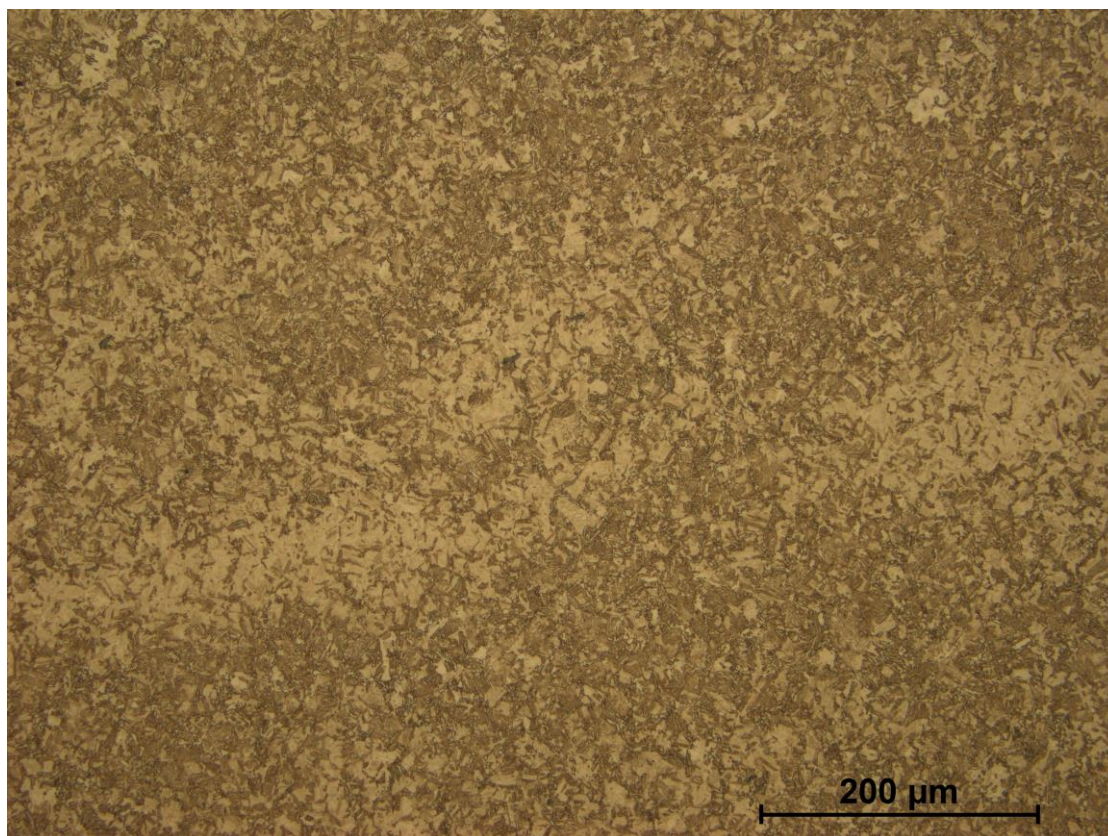


*Obr. 45: 34Cr4 mezi - povrch, Z = 100x*



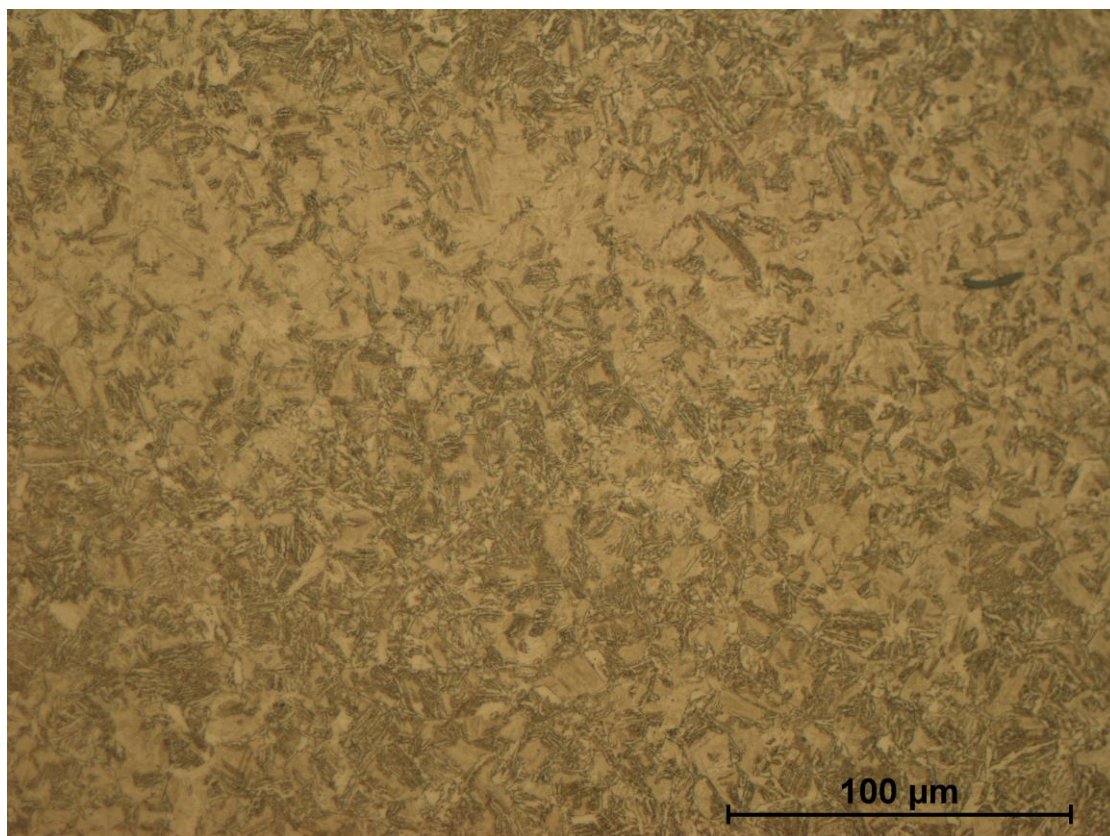


*Obr. 46: 34Cr4 mezi - přechod, Z = 100x*



*Obr. 47: 34Cr4 mezi - jádro, Z = 200x*





*Obr. 48: 34Cr4 mezi - jádro, Z = 500x*

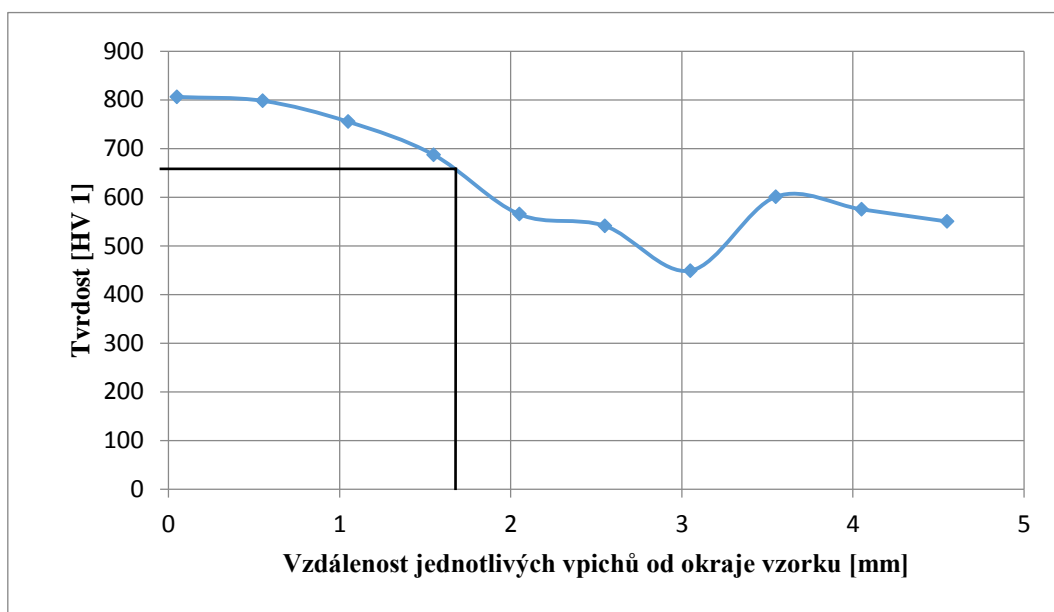
#### 4.1.4 Vzorek nového materiálu 34Cr4 – dobré místo

Vzorek nového materiálu byl odebrán z místa, kde byla změřena tvrdost 62 HRC, která se nachází v požadovaném rozmezí. Výbrus je zde stejně orientovaný jako v prvních dvou případech.

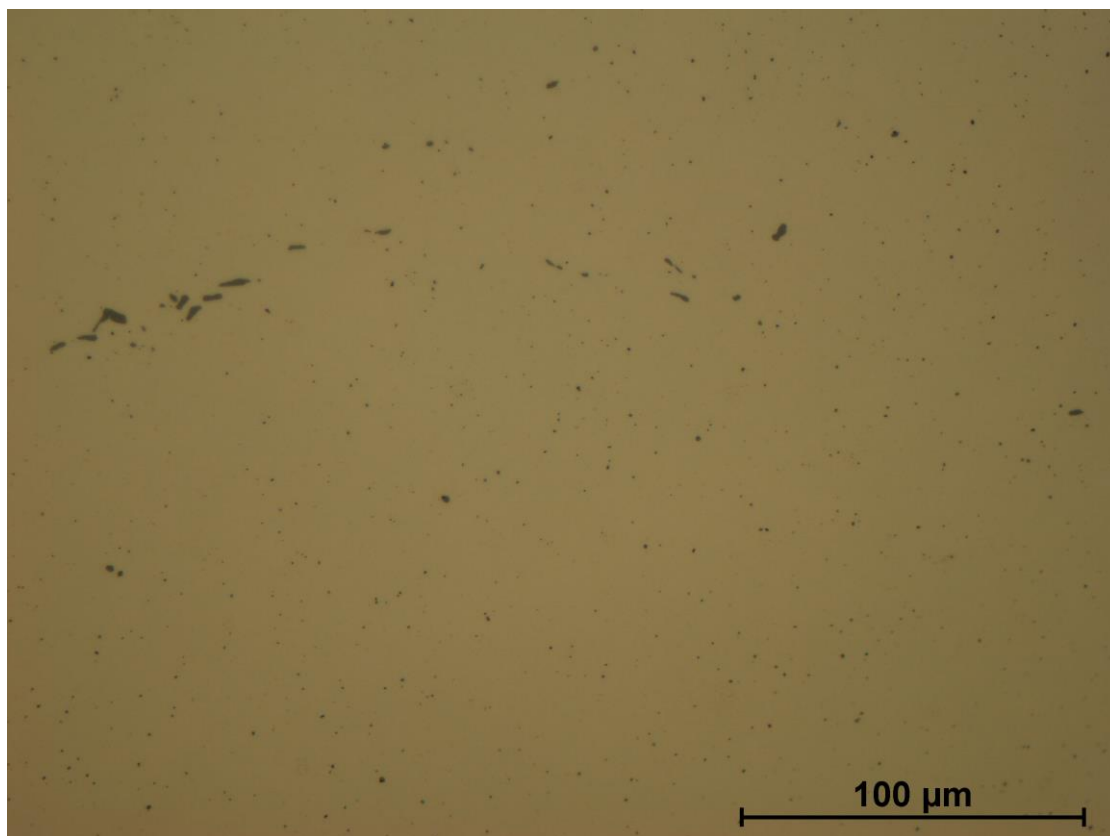
Povrchová vrstva je souvislá, tvořená jen jemným martenzitem. Jádro materiálu je tvořeno směsí nízkouhlíkového popuštěného martenzitu, bainitu a velmi jemného perlitu (Obr. 53 a Obr. 54). Mikrostruktura v naleptaném stavu stále vykazuje silně nehomogenní strukturu (Obr. 52) a na profilu mikrotvrdosti lze vidět náhlý pokles pod hodnotu 500 HV 1.

Tvrdost na povrchu dosahovala max. hodnot 806 HV 1 (64,2 HRC). U vzorku z dobrého místa materiálu 34Cr4 byla při tvrdosti 650 HV 1 hloubka prokalení 1,75 mm, což je oproti původnímu materiálu o něco horší.

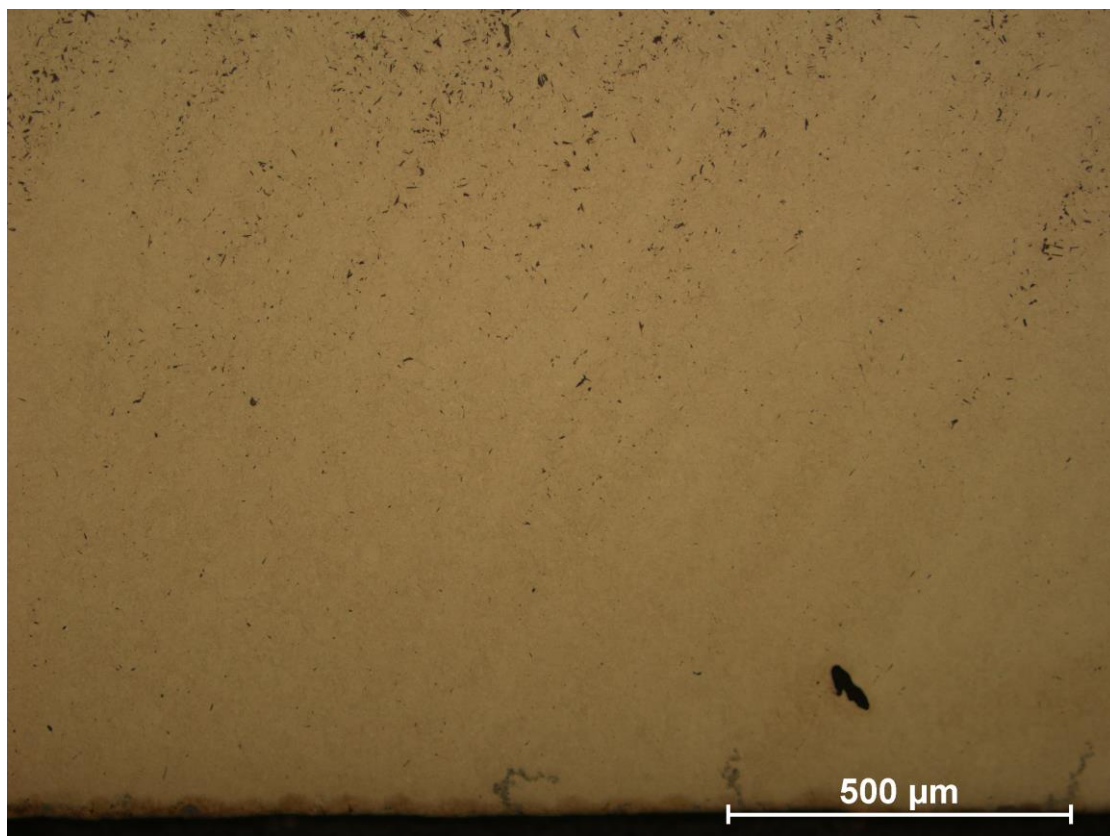
Hloubka [mm]	0,05	0,55	1,05	1,55	2,05	2,55	3,05	3,55	4,05	4,55
HV 1	806	798	755	687	565	541	449	601	575	550



**Obr. 49:** 34Cr4 dobrý - změřená tvrdost, hloubka prokalení je 1,75 mm při 650 HV 1

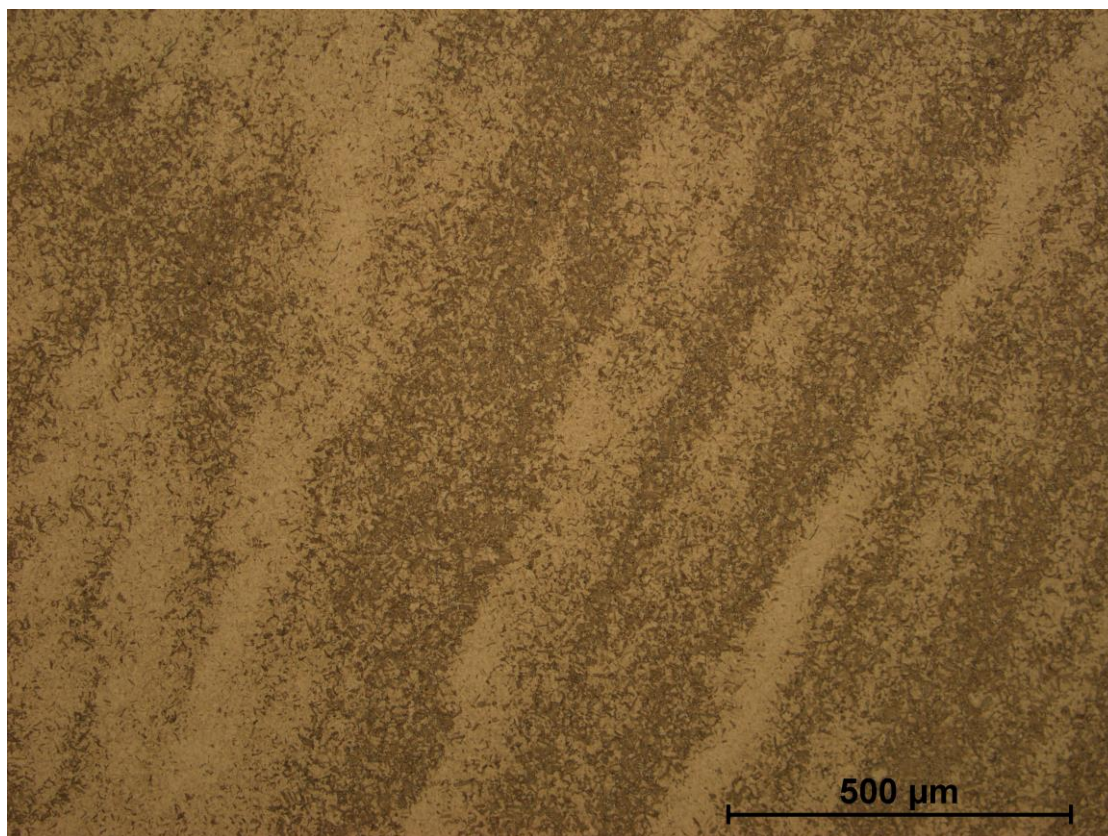


*Obr. 50: 34Cr4 dobrý - nenaleptaný stav, Z = 500x*

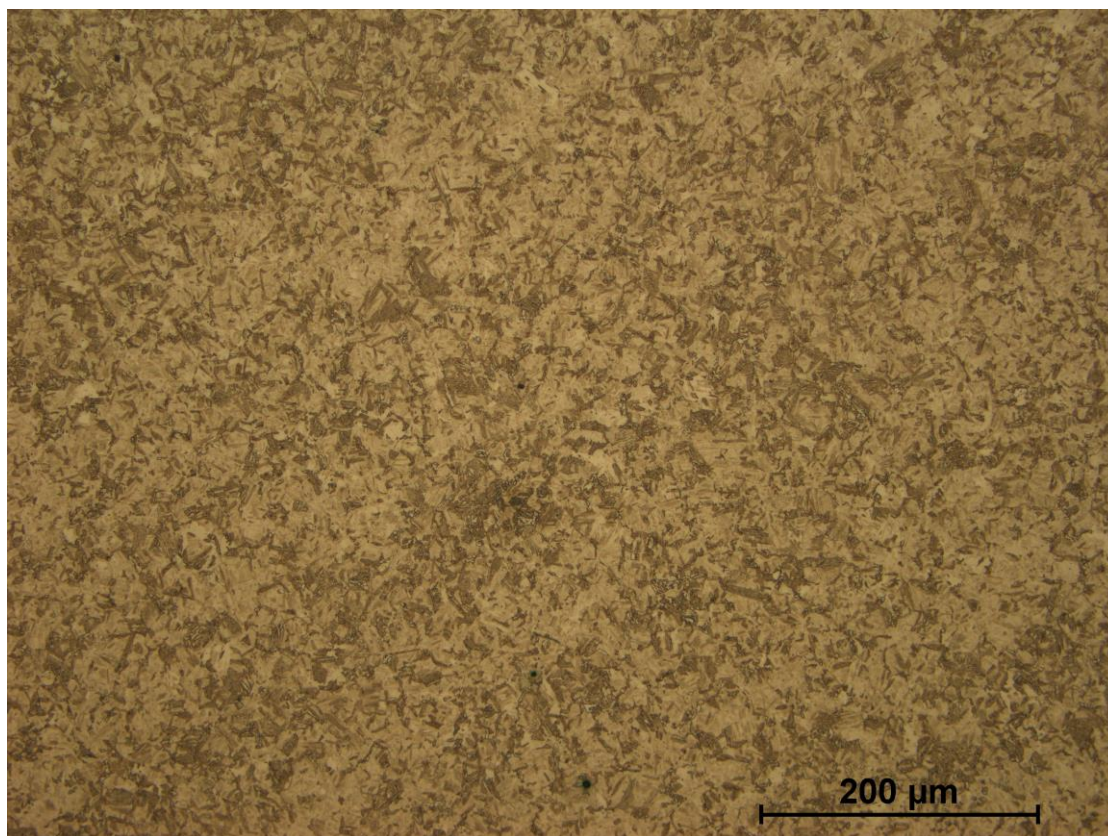


*Obr. 51: 34Cr4 dobrý - povrch, Z = 100x*



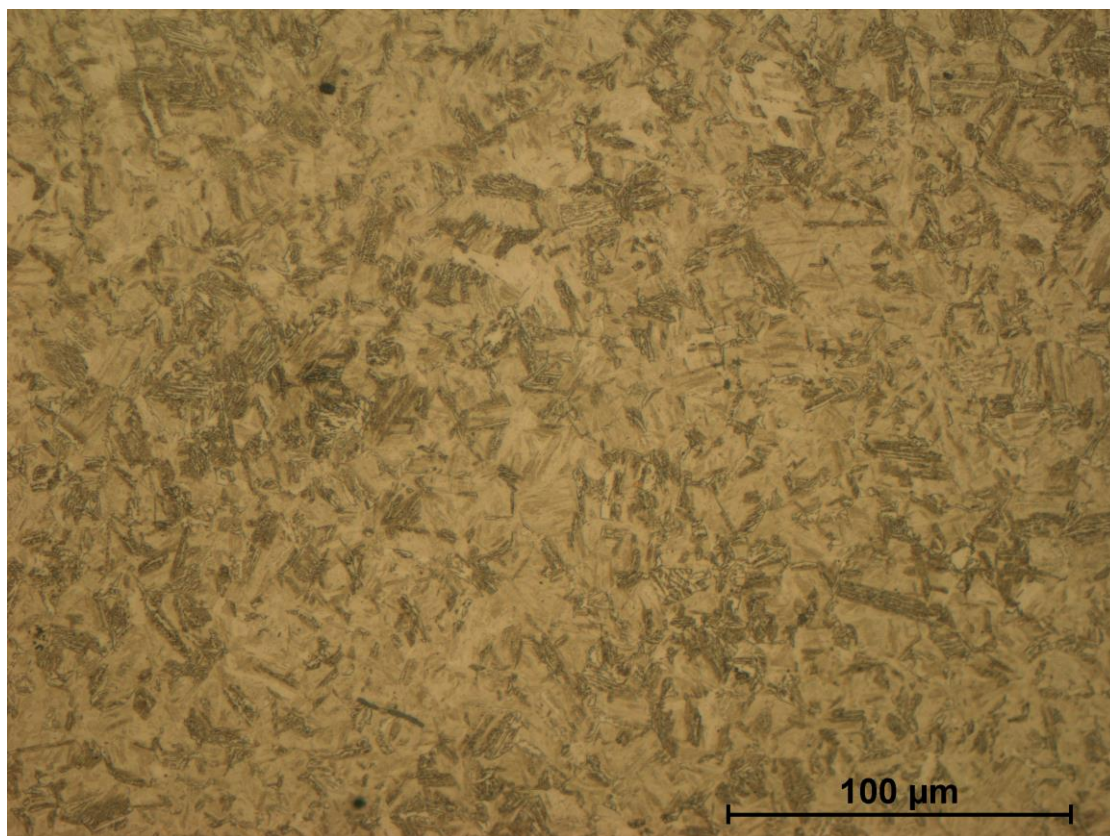


*Obr. 52: 34Cr4 dobrý - přechod, Z = 100x*



*Obr. 53: 34Cr4 dobrý - jádro, Z = 200x*





*Obr. 54: 34Cr4 dobrý - jádro, Z = 500x*



## 5 ZÁVĚR

Byla provedena studie a analýza vzorků ze čtyř kusů drah vyrobených ze dvou různých materiálů 34Cr4 a 18NCD6.

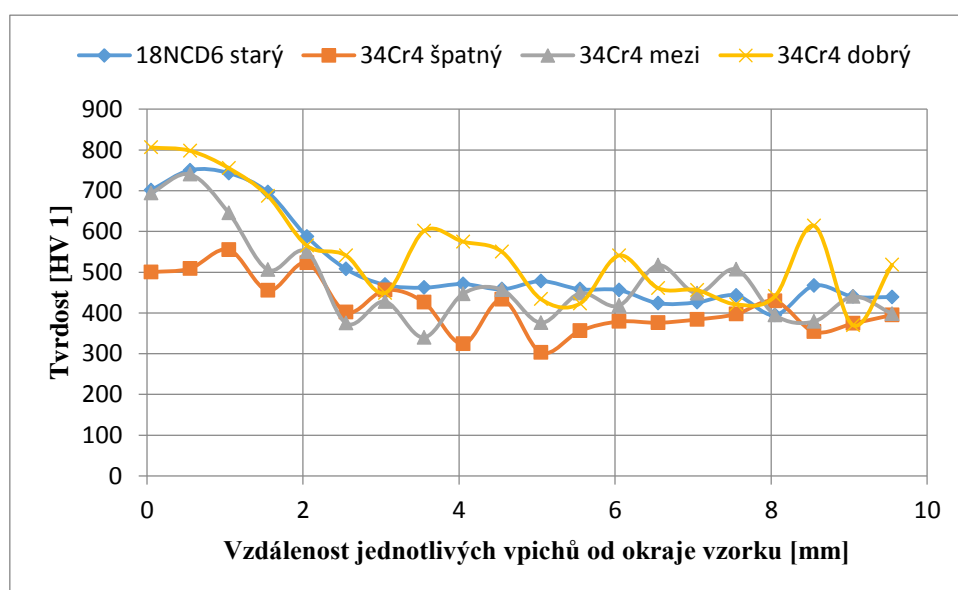
Z provedených metalografických a tvrdostních testů vyplývá, že mikrostruktura materiálů se liší. Cementační vrstva nacementované a zakalené dráhy z materiálu 18NCD6 je tvořena nízko popuštěným jemným martenzitem, v jádře se nachází nízkouhlíkový popuštěný martenzit a bainit.

Taktéž správně nacementovaná a zakalená dráha z materiálu 34Cr4 má cementační vrstvu tvořenou nízko popuštěným martenzitem, avšak jádro je tvořeno směsí martenzitu, bainitu a velmi jemného perlitu. Dráha z materiálu 34Cr4 s nevyhovující povrchovou tvrdostí má cementační vrstvu tvořenou směsí martenzitu a bainitu, popř. troostitu, což je v podstatě struktura nalézající se v jádře.

U materiálu 34Cr4 je také značně viditelná heterogenní struktura vzniklá kováním. Tato heterogenní struktura je příčinou nevyhovujících kolísání hodnot tvrdosti naměřených od povrchu. Nehomogenní mikrostruktura také může být jedním z důvodů lokálních poklesů mikrotvrdosti.

Rozdíl v mikrostruktuře materiálů je dán především rozdílným chemickým složením, a to obsahem legur, které mají vliv na prokalitelnost daných dílců po cementaci – Mn, Mo, Cr a Ni. Materiál 34Cr4 je na tyto prvky podstatně chudší, což má rozhodující vliv na kritickou rychlost chlazení při kalení.

Ze získaných výsledků lze dojít k závěru, že nový materiál 34Cr4 je schopen vyhovět požadavkům specifikace, přičemž je nutno zabezpečit oproti starému materiálu 18NCD6 intenzivnější chlazení, aby nedošlo k vyloučení přechodových struktur, bainitu a troostitu v cementované vrstvě. Toho lze dosáhnout zvýšením tlaku dusíku při kalení, např. z používaných 15 barů na 20. Dále připadá v úvahu zredukování množství drah v peci, aby při kalení bylo zajištěno výhodnější proudění dusíku kolem kalených dílců. Tato doporučení budou odzkoušena v praxi.



Obr. 55: Srovnání změřených tvrdostí všech vzorků



## 6 SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] ŠKOPÁN, Miroslav. *Hydraulické pohony strojů*. Brno: SYLABUS VUTB, 2004, 166 s.
- [2] PTÁČEK, Luděk a kol. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, c2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [3] CALLISTER, William, Jr. a David RETHWISCH. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. 7th ed. New York, NY: John Wiley, c2007, 952 s. ISBN 0-471-73696-1.
- [4] SMALLMAN, Raymond Edward a Ray J. BISHOP. *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, process, applications*. 6th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, c1999, ix, 438 s. ISBN 0-7506-4564-4.
- [5] PTÁČEK, Luděk a kol. *Nauka o materiálu I*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2003, xii, 516 s. ISBN 80-7204-283-1.
- [6] Binární diagram železo-uhlík. Wikiwand [online]. 2011 [cit. 2017-04-09]. Dostupné z: [http://www.wikiwand.com/cs/Binární\\_diagram\\_železo-uhlík](http://www.wikiwand.com/cs/Binární_diagram_železo-uhlík)
- [7] FREMUNT, Přemysl a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. Brno: CERM, 1996, 268 s. ISBN 80-85867-95-8.
- [8] Periodic Table. The Royal Society of Chemistry [online]. [cit. 2017-05-21]. Dostupné z: <http://www.rsc.org/periodic-table>
- [9] PLUHAR, Jaroslav. *Nauka o materiálech*. Praha: SNTL, 1989, 549 s.
- [10] Služby. Meduna: Vakuová kalírna [online]. [cit. 2017-05-22]. Dostupné z: <http://www.kalirna.cz/cz/sluzby/latest.html>
- [11] Příprava a hodnocení materiálografických vzorků. *Studijní opora ÚMVI* [online]. Brno [cit. 2017-04-29]. Dostupné z: <http://imse.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/phmv>
- [12] VOJTKULÁKOVÁ, Zina. Světelná mikroskopie. *Studijní opora ÚMVI* [online]. Brno [cit. 2017-04-29]. Dostupné z: <http://imse.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/sm>
- [13] DOLEŽAL, Pavel a Bohumil PACAL. Hodnocení mikrotvrdosti struktur materiálů. *Studijní opora ÚMVI* [online]. Brno [cit. 2017-04-30]. Dostupné z: <http://imse.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/hmsm>
- [14] MOLLIKOVÁ, Eva. Zkoušení materiálů a výrobků. *Studijní opora ÚMVI* [online]. Brno [cit. 2017-04-30]. Dostupné z: <http://imse.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/zmv>
- [15] Normy, značení ocelí: Rozdělení a značení materiálů dle platných evropských norem a stávající ČSN normy. *Podklady pro výuku ÚMVI* [online]. Brno [cit. 2017-05-05]. Dostupné z: [http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/struktura\\_a\\_vlastnosti\\_materialu/cviceni/02-3SV-Normy%20PODKLADY.pdf](http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/struktura_a_vlastnosti_materialu/cviceni/02-3SV-Normy%20PODKLADY.pdf)
- [16] ČSN 42 0002: Číselné označování a rozdělení ocelí ke tváření. Hradec Králové: Úřad pro normalizaci a měření, 1976.
- [17] Acciai da costruzione: Acciai da cementazione. *IMS S.p.A. Acciai Speciali* [online]. [cit. 2017-05-05]. Dostupné z: [http://www.ims.it/ims/ims\\_spa/cmscontent.nsf/Docu\\_mentsByIDWeb/5RQMFR](http://www.ims.it/ims/ims_spa/cmscontent.nsf/Docu_mentsByIDWeb/5RQMFR)



## 7 SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1: Radiální pístový hydromotor – přívod oleje je červenou barvou a odvod modrou [1]	13
Obr. 2: Dráha radiálního pístového hydraulického motoru.....	14
Obr. 3: Rovnovážný diagram soustavy železo-uhlík (plně Fe-Fe <sub>3</sub> C, čárkovaně Fe-C) [6] .....	15
Obr. 4: Vliv legovacích prvků na obsah uhlíku v eutektoidu [3] .....	20
Obr. 5: Vliv legovacích prvků na eutektoidní teplotu A1 [3] .....	20
Obr. 6: Základní typy žíhání u ocelí [9] .....	21
Obr. 7: Jominiho zkouška [9] .....	23
Obr. 8: Pás prokalitelnosti [9] .....	23
Obr. 9: Pásmo kalících teplot [9] .....	23
Obr. 10: Způsoby kalení ocelí .....	24
Obr. 11: Schéma cementace [9] .....	26
Obr. 12: Schéma některých postupů kalení po nauhličení [9] .....	28
Obr. 13: Leco MSX250 [11] .....	30
Obr. 14: Leco PR-4X [11] .....	30
Obr. 15: Metalografická bruska Leco GPX300 [11] .....	30
Obr. 16: brusné SiC papíry [11] .....	30
Obr. 17: Světelný mikroskop Olympus GX51 .....	31
Obr. 18: Schéma měření tvrdosti dle Vickerse [14] .....	32
Obr. 19: Ukázka špatného vtisku při zkoušce tvrdosti podle Vickerse.....	32
Obr. 20: Tvrdoměr Leco LM 247 AT .....	33
Obr. 21: Měření tvrdosti dle Vickerse.....	33
Obr. 22: Diagram IRA oceli značky 16 418 [17] .....	35
Obr. 23: Diagram ARA oceli značky 16 418. Austenitizační teplota je 875°C. [17] .....	35
Obr. 24: Výsledky z firmy Jominiho zkoušky prokalitelnosti obou materiálů .....	36
Obr. 25: Obecný proces cementace nového i starého materiálu .....	37
Obr. 26: Místa odběru špatného a dobrého vzorku u nového materiálu .....	39
Obr. 27: Přirovnání místa odběru starého vzorku .....	39
Obr. 28: Všechny čtyři zalisované vzorky .....	39
Obr. 29: 18NCD6 - změřená tvrdost, hloubka prokalení je 2,25 mm při 550 HV 1 .....	40
Obr. 30: 18NCD6 - nenaleptaný stav, Z = 500x .....	41
Obr. 31: 18NCD6 - povrch, Z = 200x .....	41
Obr. 32: 18NCD6 - přechod, Z = 100x .....	42

Obr. 33: 18NCD6 - přechod, Z = 500x .....	42
Obr. 34: 18NCD6 - jádro, Z = 200x .....	43
Obr. 35: 18NCD6 - jádro, Z = 500x .....	43
Obr. 36: 18NCD6 - jádro, Z = 500x .....	44
Obr. 37: 34Cr4 špatný - změřená tvrdost při zatížení HV 1 .....	45
Obr. 38: 34Cr4 špatný - nenaleptaný stav, Z = 500x .....	46
Obr. 39: 34Cr4 špatný - povrch, Z = 100x .....	46
Obr. 40: 34Cr4 špatný - povrch, Z = 500x .....	47
Obr. 41: 34Cr4 špatný - jádro, Z = 100x .....	47
Obr. 42: 34Cr4 špatný - jádro, Z = 500x .....	48
Obr. 43: 34Cr4 mezi - změřená tvrdost, hloubka prokalení je 1,05 mm při 650 HV 1 .....	49
Obr. 44: 34Cr4 mezi - nenaleptaný stav, Z = 500x .....	50
Obr. 45: 34Cr4 mezi - povrch, Z = 100x .....	50
Obr. 46: 34Cr4 mezi - přechod, Z = 100x .....	51
Obr. 47: 34Cr4 mezi - jádro, Z = 200x .....	51
Obr. 48: 34Cr4 mezi - jádro, Z = 500x .....	52
Obr. 49: 34Cr4 dobrý - změřená tvrdost, hloubka prokalení je 1,75 mm při 650 HV 1 .....	53
Obr. 50: 34Cr4 dobrý - nenaleptaný stav, Z = 500x .....	54
Obr. 51: 34Cr4 dobrý - povrch, Z = 100x .....	54
Obr. 52: 34Cr4 dobrý - přechod, Z = 100x .....	55
Obr. 53: 34Cr4 dobrý - jádro, Z = 200x .....	55
Obr. 54: 34Cr4 dobrý - jádro, Z = 500x .....	56
Obr. 55: Srovnání změřených tvrdostí všech vzorků .....	57

## 8 SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

$A_{zb}$		zbytkový austenit
$A_1$		křivka kritické eutektoidní teploty
$A_3$		křivka kritické teploty překrystalizace austenitu na ferit
$A_4$		křivka kritické peritektické teploty
$A_{cm}$		křivka kritické teploty změny rozpustnosti uhlíku v austenitu
ARA		anizotermický rozpad austenitu
$F_s$	[°C]	teplota začátku feritické přeměny
hm%		hmotnostní procento
HV		tvrdost dle Vickerse
HRC		tvrdost dle Rockwella
IRA		izotermický rozpad austenitu
$M_f$	[°C]	teplota konce martenzitické přeměny
$M_s$	[°C]	teplota začátku martenzitické přeměny
$P_s$	[°C]	teplota začátku perlitické přeměny
$\rho$	[kg/m <sup>3</sup> ]	hustota
$t_t$	[°C]	teplota tání
TZ		tepelné zpracování
Z		zvětšení